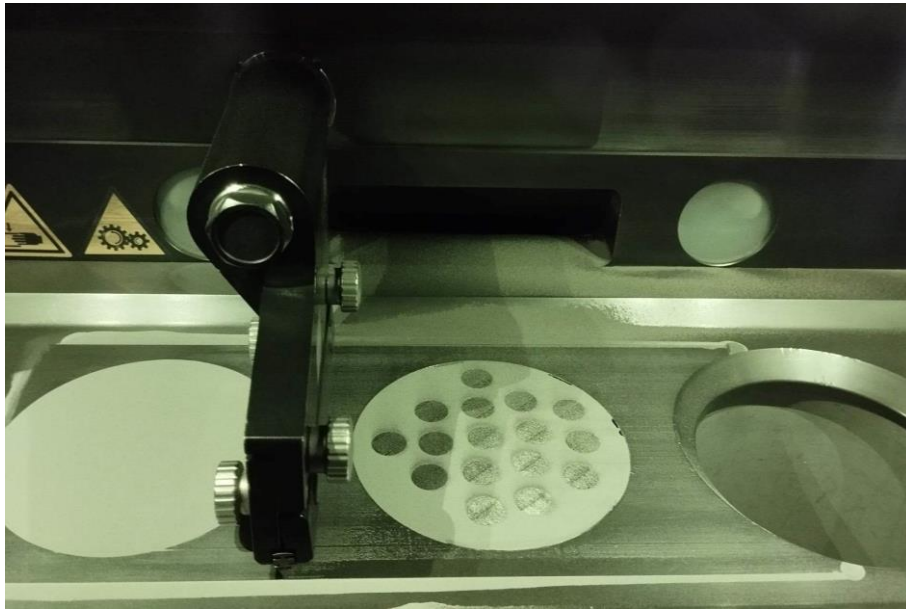




INSTITUTO SUPERIOR DE ENGENHARIA DE LISBOA
Departamento de Engenharia Mecânica



Modelos de previsão de vida à fadiga da liga Ti6Al4V obtida por manufatura aditiva

JOÃO FILIPE GONÇALVES ALVES
(Licenciado em Engenharia de Máquinas Marítimas)

Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica – Ramo
Manutenção e Produção

Orientadores:

Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado
Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão
Doutor António Mário Henriques Pereira

Júri:

Presidente: Doutora Maria Amélia Ramos Loja

Vogais:

Doutor José Filipe Castanheira Pereira Antunes Simões
Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado

Novembro 2023



INSTITUTO SUPERIOR DE ENGENHARIA DE LISBOA
Departamento de Engenharia Mecânica

Modelos de previsão de vida à fadiga da liga Ti6Al4V obtida por manufatura aditiva

JOÃO FILIPE GONÇALVES ALVES
(Licenciado em Engenharia de Máquinas Marítimas)

Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica – Ramo
Manutenção e Produção

Orientadores:

Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado
Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão
Doutor António Mário Henriques Pereira

Júri:

Presidente: Professora Doutora Maria Amélia Ramos Loja
Vogais:
Doutor José Filipe Castanheira Pereira Antunes Simões
Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado

Novembro 2023

“In the middle of difficulty lies opportunity.”
Albert Einstein

Agradecimentos

Gostaria de em primeiro lugar demonstrar o meu agradecimento à minha orientadora Senhora. Professora Doutora Engenheira Teresa Leonor Morgado, por toda a orientação, disponibilidade e apoio durante a execução da dissertação e de outros projetos relacionados, que não teriam sido possíveis sem o seu apoio e preocupação constante.

Ao meu coorientador Senhor Professor Doutor Engenheiro Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão, por toda a ajuda prestada ao longo da dissertação, bem como pelo auxílio prestado no laboratório do Departamento de Engenharia Mecânica do Instituto Superior de Engenharias de Lisboa, tendo sido uma ajuda indispensável principalmente na preparação das amostras para os ensaios metalográficos e durante a realização dos ensaios de dureza.

Ao meu coorientador Senhor Professor Doutor Engenheiro António Mário Henriques Pereira, por todo o acompanhamento durante as minhas idas aos laboratórios do Centro para o Desenvolvimento Rápido e Sustentável de Produto (CDRSP-Leiria), e pela constante preocupação e empenho em solucionar todos os problemas que foram surgindo principalmente relacionados com a produção dos provetes e com os ensaios de tração e à fadiga.

Ao responsável do laboratório de impressão de metais, o Senhor Engenheiro António Silva, por toda a disponibilidade demonstrada durante a produção dos provetes, que através das suas explicações e técnicas permitiu a aquisição de um conhecimento mais aprofundado sobre o fabrico de componentes metálicos via *Selective Laser Melting* (SLM).

Ao diretor Senhor Doutor Artur Jorge dos Santos Mateus pela disponibilização do apoio dado pelo CDRSP-Leiria, responsável pela aquisição do material, fabrico e processamento dos provetes de Ti-6Al-4V.

Ao técnico da CENFIM e Senhor Engenheiro Nuno Boavida, por toda a disponibilidade demonstrada durante a produção dos provetes, bem como pelo conhecimento partilhado relacionado com o processo de fabrico SLM.

Ao Senhor Professor Doutor Engenheiro Manuel Francisco Costa Pereira, do Departamento de Engenharia de Minas e Georrecursos do Instituto Superior Técnico, pela realização da análise nano e micro tomográfica e macro fractográfica dos provetes.

Ao Senhor Professor Doutor Engenheiro Rui Silva do Centro de Investigação de Materiais (CENIMAT) da Faculdade de Ciências e Tecnologia (FCT), pelo auxílio na análise micro fractográfica dos provetes, utilizando para o efeito o microscópio eletrónico de varrimento.

Ao Senhor Técnico Pedro Pereira e ao Senhor Engenheiro Daniel Bernardo da empresa metalúrgica Lurga Lda., por toda a disponibilidade demonstrada no processo de corte dos provetes.

Ao Senhor Técnico Paulo Magalhães da Unidade de Investigação e Desenvolvimento em Engenharia Mecânica e Industrial (UNIDEMI - FCT) pelo apoio prestado na preparação das amostras para os ensaios de dureza realizados nesse mesmo centro.

Aos meus pais, que sempre me apoiaram incondicionalmente em todas as etapas durante a realização da dissertação, e me deram ao longo da vida, ferramentas e qualidades, que me permitiram, chegar até à redação e conclusão da presente dissertação.

À minha família que sempre se mostrou interessada, pela realização da minha dissertação, motivando-me constantemente, durante todas as fases.

Ao meu grupo de amigos, que me acompanharam durante a redação desta dissertação, no sentido em que ouviam tudo o que tinha para dizer mal ou bom, mostrando-se sempre recetivos, e ajudando-me a ultrapassar os momentos mais críticos. Ainda gostava de agradecer, a constante crença deles em mim, com os objetivos a que me tinha auto proposto atingir.

Por fim gostaria de agradecer de um modo geral a todos aqueles com quem me cruzei durante a realização da dissertação, que apesar de não referir o nome, de uma maneira ou outra contribuíram para facilitar e melhorar este percurso.

Resumo

A liga de Ti-6Al-4V, tem sido alvo de um grande interesse, por parte das indústrias, aeronáutica, biomédica, marítima e automóvel, por se tratar de uma liga que apresenta: uma boa relação entre resistência e peso, boa resistência à corrosão e um excelente comportamento à fadiga e à fluência.

Por outro lado, novos processos de fabrico começam a ganhar relevância, como a manufatura aditiva, que promete revolucionar completamente a produção de componentes mecânicos, uma vez que é um processo mais eficiente, simples e altamente preciso, contudo bastante complexo sendo necessário um aprofundamento do conhecimento em relação ao seu modo de funcionamento, e os efeitos que tem nos materiais assim produzidos.

Deste modo, esta dissertação tem como objetivo, estudar a influência que o processo de fabrico *Selective Laser Melting* (SLM) tem no comportamento mecânico de uma liga de Ti-6Al-4V, e propor um modelo de previsão à fadiga, baseado na microdureza e na área de defeitos intrínsecos ao processo.

Com este propósito foram realizados ensaios de tração uniaxial que permitiram a determinação das propriedades mecânicas do material, através das curvas de tensão-extensão. Foram também realizados ensaios à fadiga por forma a determinar a curva S-N e consequentemente a sua tensão limite de fadiga. E foram por fim realizados ensaios de microdureza de Vickers.

Após os ensaios de tração, de fadiga e de microdureza, estudaram-se as superfícies de fratura através da macro e micro fractografia. E recorreu-se à micro e nano tomografia de forma a fazer uma análise tridimensional dos defeitos intrínsecos ao SLM.

Por fim foram desenvolvidos dois modelos de previsão à fadiga, baseados em dois métodos distintos de contagem de defeitos, e foram posteriormente comparados aos já existentes.

Chegou-se à conclusão de que a liga de Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva possui um comportamento mecânico superior, ao mesmo material, produzido por outro processo de fabrico, apresentando um comportamento bastante dúctil. Por outro lado, pela avaliação qualitativa, da rugosidade superficial associado a este processo, é bastante elevada, sendo este um dos principais motivos pela baixa resistência à fadiga, dos provetes. Uma vez que a análise de defeitos revelou uma quantidade baixa de porosidades.

No que trata os modelos de previsão desenvolvidos, os mesmos revelaram uma boa proximidade, com o valor da tensão limite de fadiga, obtida experimentalmente, independentemente do modo de contagem. Os modelos revistos na literatura, demonstraram-se inadequados na previsão da tensão limite de fadiga de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva, no estado de como fabricado.

Palavras-chave: Ti-6Al-4V, Manufatura aditiva, Tomografia, Modelos de previsão à fadiga

Abstract

The Ti-6Al-4V alloy has been the subject of a great deal of interest from the aeronautical, biomedical, maritime and automotive industries because it is an alloy that has: a good strength-to-weight ratio, good corrosion resistance and excellent fatigue and creep behaviour.

On the other hand, new manufacturing processes are beginning to gain relevance, such as additive manufacturing, which promises to completely revolutionize the production of mechanical components, since it is a more efficient, simple and highly precise process, although it is quite complex and requires a deeper understanding of how it works and the effects it has on the materials produced.

This dissertation therefore aims to study the influence of the Selective Laser Melting (SLM) manufacturing process on the mechanical behaviour of a Ti-6Al-4V alloy, and to propose a fatigue prediction model based on microhardness and the area of defects intrinsic to additive manufacturing.

To this end, uniaxial tensile tests were carried out to determine the material's mechanical properties using stress-strain curves. Fatigue tests were also carried out in order to determine the S-N curve and consequently its fatigue limit stress. Finally, Vickers microhardness tests were carried out.

After the tensile, fatigue and microhardness tests, the fracture surfaces were studied using macro and micro fractography. Micro and nano tomography were used to analyze the three-dimensional defects intrinsic to the SLM.

Finally, two fatigue prediction models were developed, based on two different defect counting methods, and then compared to existing models.

It was concluded that the Ti-6Al-4V alloy produced by additive manufacturing has superior mechanical behavior to the same material produced by another manufacturing process, showing very ductile behavior. On the other hand, the qualitative evaluation of the surface roughness associated with this process is quite high, which is one of the main reasons for the low fatigue resistance of the specimens. The analysis of defects revealed a low amount of porosity.

As far as the prediction models developed are concerned, they showed good proximity to the value of the fatigue limit stress obtained experimentally, regardless of the counting mode. The models reviewed in the literature proved to be inadequate for predicting the fatigue limit stress of a Ti-6Al-4V alloy produced by additive manufacturing, in the as-built state.

Keywords: Ti-6Al-4V, Additive Manufacturing, Tomography Fatigue life prediction models.

Índice

Agradecimentos	iii
Resumo	vi
Abstract.....	vii
Lista de Siglas e Acrónimos.....	xix
Símbolos	xx
1. Enquadramento.....	1
2. Estado de arte	3
2.1 História e processamento do titânio	3
2.2 Liga Ti-6Al-4V.....	7
2.3 Processos de fabrico da liga Ti-6Al-4V.....	11
2.4 Manufatura aditiva	18
2.5 <i>Selective Laser Melting</i>	21
2.6 Modelos de Previsão	40
3. Procedimento Experimental	48
3.1 Dimensionamento dos provetes e nomenclatura associada	48
3.2 Processo de fabrico	50
3.3 Dureza e metalografia	63
3.4 Ensaios de tração uniaxial	73
3.5 Ensaios à fadiga.....	77
3.6 Fratografia.....	79
3.7 Análise de defeitos	81
4. Análise e discussão dos resultados experimentais.....	82
4.1 Análise e discussão dos resultados de dureza e metalográficos	82
4.2 Análise e discussão dos resultados dos Ensaios de tração e fratografia	85
4.3 Análise e discussão dos resultados dos Ensaios de fadiga e fratografia	90
4.4 Análise e discussão de resultados dos Ensaios de análise de defeitos.....	94
4.5 Modelos de previsão.....	95
5. Conclusão e propostas para trabalhos futuros	97
Referências bibliográficas.....	100

Índice de Figuras

Figura 1- Processamento para a obtenção de tetracloreto de titânio (TiCl ₄).....	4
Figura 2-Exemplo ilustrativo do funcionamento da solubilidade: a) intersticial; b) substitucional.	5
Figura 3- Comparação entre o tamanho atômico do titânio com outros elementos potencialmente de liga. 5	
Figura 4-Comportamento alotrópico do titânio.	6
Figura 5- Junta cônica produzida por extrusão de uma <i>billet</i> de Ti-6Al-4V [9].	9
Figura 6 - Representação gráfica do crescimento do número de artigos científicos lançados no motor de busca <i>Science Direct</i> , utilizando como palavra de pesquisa Ti-6Al-4V e TC4.....	11
Figura 7- Forno a vácuo de refusão por elétrodo consumível.	12
Figura 8- Descrição sucinta do processamento das ligas de titânio fabricadas por vazamento por conchilha.	13
Figura 9- Componentes produzidos em Ti-6Al-4V por vazamento: a) Corpo de uma bomba; b) Turbocompressor; c) Válvula; d) Rotor.	14
Figura 10- Processamento por plasma de um elétrodo rotativo.....	16
Figura 11- Processamento por gás.	16
Figura 12- Esquema ilustrativo da modelação por injeção de pós.....	17
Figura 13- Produção de um bloco de motor via SLM, pela empresa Bugatti [25].	19
Figura 14- Estátuas e outros objetos de cerâmica produzias por manufatura aditiva.	19
Figura 15- Ortótese produzida por manufatura aditiva.....	20
Figura 16- Componentes mecânicos produzidos via SLM.	22
Figura 17- Transferência de calor do processo SLM.	22
Figura 18- Parâmetros de fabrico do SLM.	25
Figura 19- Fenómeno de salpicos.	26
Figura 20- Influência da pressão do gás inerte na dispersão das partículas.....	27
Figura 21- Componente produzido com uma sobreposição entre camadas de 0%.	27
Figura 22- Defeito de fabrico relacionado com a má dissipação de calor.	28
Figura 23- Direção de fabricos dos provetes de tração (ISO 6892-1): (a) amostra a 0°; (b) amostra a 45°; (c) amostra a 90 ° [58].....	29
Figura 24- Direção de fabricos dos provetes para análise do crescimento de fenda (ASTM 647) (a) amostra a 0°; (b) amostra a 45°; (c) amostra a 90 ° [57].	29

Figura 25- Direção de fabricos dos provetes de Fadiga (ISO 1099): (a) amostra a 0°; (b) amostra a 90 ° [57].	30
Figura 26- Fração de fases com diferentes parâmetros de processamento[70]......	37
Figura 27- Distribuição da dureza na secção transversal e longitudinal, respetivamente: (a) SM; (b) TM; (c) HT [66]......	38
Figura 28 - Microestrutura de uma liga de Ti-6Al-4V: a) tratamento térmico para alívio de tensões, b) Tratamento por pressão isostática a quente [73]......	39
Figura 29- Exemplo ilustrativo da contabilização dos defeitos.	42
Figura 30 - Curvas S-N do Ti-6Al-4V, baseadas na equação 26 [68]......	44
Figura 31- Relação entre ΔK_{th} e <i>area</i> de defeito de uma liga de Ti-6Al-4V [85].	46
Figura 32- Dimensão dos provetes de secção circular adaptado da norma E8-22 [89].	48
Figura 33 - Dimensionamento do provete desejado (Lote 3), em mm.	49
Figura 34 – Redimensionamento do provete (Lote 4), em mm.	49
Figura 35 - Nomenclatura dos provetes.....	49
Figura 36- a) Primeiro lote de provetes; b) Segundo lote de provetes.....	50
Figura 37-Peneirador, Shaker -07.....	51
Figura 38- a) Pó reaproveitado; b) Pó rejeitado.....	51
Figura 39- Estufa ventilada, Easyline.	51
Figura 40- Desenho técnico dos provetes de Ti-6Al-4V (ASTM E8-22 [89]), em mm.	52
Figura 41- Impressora de metais por SLM, <i>TruPrint 1000</i> , <i>TRUMPF</i>	52
Figura 42- Base dos provetes em titânio.....	52
Figura 43- Monitor do equipamento <i>TruPrint 1000</i>	53
Figura 44- Escova do equipamento <i>TruPrint 1000</i>	53
Figura 45- Esquema ilustrativo do modo de funcionamento do equipamento <i>TruPrint 1000</i>	54
Figura 46- Insuficiente deposição de pós no cilindro de impressão.	54
Figura 47 – a) Provetes do terceiro lote, b) pormenor com a presença de fissuras.....	55
Figura 48- Desenho técnico dos provetes de Ti-6Al-4V, fabricados via SLM no CENFIM, em mm.	55
Figura 49 – Peneirador, <i>SHINING 3D</i>	56
Figura 50 - Forno a Vácuo, <i>SHINING 3D</i>	57
Figura 51 - Ciclo de preparação dos pós do processo L-PBF.	57
Figura 52- Impressora de metais por SLM, E-PLUS EP-M150, <i>SHINING 3D</i>	58

Figura 53- Constituintes da câmara de impressão do E-PLUS EP-M150, <i>SHININING 3D</i> .	58
Figura 54- Esquema ilustrativo da nomenclatura dada a cada cordão.	58
Figura 55- Representação esquemática da <i>Up-skin</i> .	59
Figura 56 - Representação esquemática da <i>down-skin</i> e do <i>solid support</i> .	59
Figura 57 - Representação esquemática do Core.	59
Figura 58 – Técnica de fabrico Zig-Zag (sem conexão) com alternância entre 0 e 90°, utilizada no CDRSP-Leiria.	61
Figura 59 –Esquema ilustrativo da direção de passagem do laser após cada camada: a) <i>down-skin</i> ; b) <i>up-skin</i> ; c) <i>in-skin</i> .	63
Figura 60- Definição das secções transversais do Provete L1E1.	63
Figura 61- Sequência de corte utilizada para o provete L4F8.	64
Figura 62 - Amostras obtidas para posterior preparação para os ensaios metalográficos.	64
Figura 63- Resina (esquerda da figura) e endurecedor (direita da figura) da marca <i>metkon</i> utilizados para a montagem das amostras.	65
Figura 64- Copo para a montagem das amostras.	65
Figura 65 - Equipamento de polimento <i>GRIPO 2V</i> , laboratório de Materiais do ISEL.	66
Figura 66- Lixas 320, 600, 1000 e 2500 (da esquerda para a direita) da <i>Metkon</i> .	66
Figura 67- Pano de polimento.	66
Figura 68- Microscópio ótico, <i>Axiovert 25</i> , <i>Zeiss</i> .	67
Figura 69- Sequência do polimento com uma ampliação de x50 e com recurso ao microscópio <i>Axiovert 25</i> , <i>Zeiss</i> , acoplado com a câmara fotográfica CMOS USB3.0- 10 MP Touptek.	67
Figura 70- Equipamento de lixação e polimento.	68
Figura 71- Microscópio <i>OLYMPUS CX40</i> .	68
Figura 72- Indentadores dos ensaios de dureza Vickers adaptado de[98].	69
Figura 73- Distância mínima recomendada pela norma da ASTM E394-22.	69
Figura 74 - Microdurômetro, ISOSCAN OD, da marca Galileo.	70
Figura 75- Indentações presentes nas amostras estudadas.	71
Figura 76 - Determinação do comprimento de d1 e d2, a partir do programa <i>ImageJ</i> .	71
Figura 77 a) Microdurômetro <i>Mitutoyo HM-112</i> ; b) Consola digital.	72
Figura 78- a) Ocular do microdurômetro; b) Medição das indentações.	73
Figura 79- Exemplo genérico de uma curva tensão-extensão nominal.	74

Figura 80- Representação gráfica bilogarítmica da equação $\sigma' = K\varepsilon'n$	75
Figura 81 – a) Equipamento de ensaios de tração uniaxial, b) Célula de carga com capacidade de 100KN.	75
Figura 82-a) Cunha, b) Amarra.	76
Figura 83- Controlador de comando do equipamento Instron e do modelo 4000.	76
Figura 84- Esquema de evolução do provete durante o ensaio de tração: a) Antes de ser amarrado na parte superior; b) Estricção antes da fratura; c) Fratura do provete.....	77
Figura 85- Ciclo de tensões sinusoidal- Caso particular de uma tensão pulsante.....	77
Figura 86- Máquina servo-hidráulico de ensaios mecânicos Instron 8802.....	78
Figura 87- Controlador, Instron 8000.....	79
Figura 88- Fixação dos provetes para análise no SEM.....	80
Figura 89- Microscópio eletrónico de varrimento, Zeiss DSM 962.	80
Figura 90- Imagem dos poros adquirida a partir da nanotomografia feita à amostra L1E2H1.....	81
Figura 91- Gráfico de probabilidades para a amostra L1E1T1.....	82
Figura 92- Gráfico de probabilidades para a amostra L1E1T3.....	83
Figura 93- Gráfico de probabilidades para a amostra L1E1T5.....	83
Figura 94- Gráfico de probabilidades para a amostra L4F8T6.....	84
Figura 95- Gráfico de probabilidades para a amostra L4F8H5.	84
Figura 96 – Curvas de Tensão-Extensão nominal dos provetes L4T6 E L4T5.....	86
Figura 97- Curvas de Tensão-Extensão verdadeira dos provetes L4T6 E L4T5.	86
Figura 98- Obtenção da equação linear da região de deformação plástica uniforme do provete L4T5.....	87
Figura 99- Obtenção da equação linear da região de deformação plástica uniforme do provete L4T6.....	88
Figura 100- Superfície de fratura macroscópica do provete L4T3.	88
Figura 101- Fratografia da zona interior da superfície de fratura do provete L4T3.	89
Figura 102- Fratografia da zona interior da superfície de fratura do provete L4T3.	89
Figura 103- Fratografia da zona interior da superfície de fratura do provete L4T3.	89
Figura 104- Fratografia nos limites do provete L4T3.....	90
Figura 105- Curva S-N de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por SLM como fabricado.....	91
Figura 106- Superfície de fratura macroscópica do provete L4F1.	92
Figura 107- Fratografia, com recurso ao microscópio eletrónico de varrimento, SEM, Zeiss DSM 962 próximo dos limites do provete L4F1.....	92

Figura 108- Sequência fratógráfrica da superfície do provete L4F1 com recurso ao microscópio eletrónico de varrimento, SEM, Zeiss DSM 962.....93

Índice de Tabelas

Tabela 1- Categoria das diversas ligas de Ti-6Al-4V adaptado de [1].....	8
Tabela 2 - Componentes da indústria aeronáutica produzidas em TC4.	9
Tabela 3 - Componentes das diversas áreas médicas fabricados em Ti-6Al-4V.	10
Tabela 4- Produção em massa de componentes automóveis produzidos em Ti-6Al-4V.....	11
Tabela 5- Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V, fabricada pelo processo de vazamento em conchilha.	13
Tabela 6 - Propriedades mecânicas de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por vazamento em moldes de geometria complexa.	14
Tabela 7- Propriedades mecânicas da liga de Ti-6Al-4V produzida por mistura elementar, com e sem tratamento por pressão isostática.	15
Tabela 8 - Propriedades mecânicas da liga de Ti-6Al-4V produzida pelo método <i>Prealloyed</i>	16
Tabela 9- Propriedades mecânicas do Ti-6AL-4V processado via modelação por injeção de pó.....	17
Tabela 10- Tipos de tecnologia dentro dos processos de manufatura aditiva por PBF, DED e SL.	21
Tabela 11- Componentes fabricados via SLM para a indústria aeronáutica.	23
Tabela 12- Componentes produzidos na indústria médica e dentária.	24
Tabela 13- Componentes produzidos via SLM para a indústria automóvel.	24
Tabela 14- Parâmetros de fabrico utilizados na produção de uma liga de Ti-6Al-4V, parte 1.....	31
Tabela 15 - Parâmetros de fabrico utilizados na produção de uma liga de Ti-6Al-4V, parte 2.....	32
Tabela 16- Variáveis utilizadas pelos vários autores na produção de uma liga de Ti-6Al-4V.....	33
Tabela 17- Propriedades mecânicas e à fadiga, de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida via SLM, maquinados e sem tratamento térmico.....	36
Tabela 18- Propriedades relativas ao crescimento de fenda de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida via SLM, e respetivas variáveis	37
Tabela 19 - Fração de fases com diferentes parâmetros de processamento.	38
Tabela 20- Valor da constante A, de acordo com a localização do defeito	41
Tabela 21- Valor da Constance C1 de acordo com o tipo de defeitos.	45
Tabela 22- Características do pó usado no CDRSP-Leiria para a produção dos lotes 1, 2 e 3.	50
Tabela 23- Granulometria do pó usado no CDRSP-Leiria para a produção dos lotes 1, 2 e 3.	50
Tabela 24 - Características do pó usado no CENFIM para a produção do lote 4.	56
Tabela 25 – Granulometria do pó usado no CENFIM para a produção do lote 4.	56

Tabela 26 – Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura <i>hatch vector</i> no equipamento do CDRSP-Leiria.	60
Tabela 27 - Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura <i>boarder</i> no equipamento de CDRSP-Leiria.	61
Tabela 28 – Condições de fabrico no equipamento do CDRSP-Leiria.	61
Tabela 29 - Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura <i>hatch vector</i> no equipamento do CENFIM.	62
Tabela 30 - Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura <i>boarder</i> no equipamento do CENFIM.	62
Tabela 31 - Condições de fabrico no equipamento do CENFIM.	62
Tabela 32 - Parâmetros de fabrico utilizados para o corte dos provetes.	64
Tabela 33- Resultados adquiridos no laboratório de mecânica do ISEL.	72
Tabela 34- Resultados adquiridos no laboratório da UNIDEMI.	73
Tabela 35- Especificações e Parâmetros utilizados no nanotomógrafo SKYSCAN2214.	81
Tabela 36- Volume e área superficial de defeito encontradas nas amostras testadas.	81
Tabela 37 - Dureza Vickers obtida para as várias amostragens, bem como a indicação da média, desvio padrão amostral e $IC_{95\%}$	85
Tabela 38 – Dimensões utilizadas para a determinação das curvas Tensão-Extensão.	86
Tabela 39- Propriedades mecânicas de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por SLM no estado de como fabricado.	87
Tabela 40- Tenacidade e resiliência de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por SLM no estado de como fabricado.	87
Tabela 41- Resultados experimentais do expoente de encruamento e do coeficiente de resistência.	88
Tabela 42- Resultados dos ensaios experimentais à fadiga.	91
Tabela 43- Comportamento à fadiga.	91
Tabela 44- Composição química do pó observado na figura 108.	94
Tabela 45 – Áreas de defeito fornecidas a partir do volume dos poros do provete L4T2.	94
Tabela 46- Dados experimentais.	95
Tabela 47- Resultados obtidos a partir dos modelos de previsão dos vários modelos.	95
Tabela 48- Modelos de previsão à fadiga desenvolvidos.	96

Lista de Siglas e Acrónimos

ASTM- *American Society for Testing and Materials*

BJ - *Binder jetting*

CAD – *Computer Aided design*

CCC – *Cúbica de Corpo Centrado*

CDRSP-Leiria – *Centro para o Desenvolvimento Rápido e Sustentável do Produto- Leiria*

CENIMAT- *Centro de investigação de Materiais*

CERENA- *Centro de Recursos Minerais e Ambiente*

3D – *Tridimensional*

DED- *Direct energy deposition*

DMLS - *Direct metal laser sintering*

EBM - *Electron Beam Melting*

EBDM - *Electron Beam Direct Melting*

EBSD - *Electron backscatter diffraction*

FDC – *Fluid Die Compaction*

FCT- *Fundação para a Ciência e Tecnologia; Faculdade de Ciências e Tecnologia*

GRG - *Generalized Reduced Gradient*

HV - *Hardness Vickers*

HC – *Hexagonal Compacta*

ISEL – *Instituto Superior de Engenharia de Lisboa*

IPLeia – *Instituto Politécnico de Leiria*

KH- *Keyhole*

LENS - *Laser Engineered Net Shaping*

L-PBF – *Laser-Power Bed Fusion*

ML – *Material extrusion*

MJ – *Material Jetting*

PA – *Prealloyed*

PBF – *Power Bed Fusion*

RPD – *Rapid Plasma Deposition*

SEM - *Scanning Electron Microscope*

SL – *Sheet Lamination*

SLM – *Selective Laser Melting*

SLS – *Selective Laser Sintering*

UC – *Ultrasonic Consolidation*

UNIDEMI-*Unidade de Investigação e Desenvolvimento em Engenharia Mecânica e Industrial*

UNL- *Universidade Nova de Lisboa*

VP - *Vat photopolymerization*

Símbolos

A - Constante relativa à localização do defeito, para os modelos de previsão relacionados com a variação da tensão limite de fadiga

a – Constante do material determinada nas curvas S-N

A_0 - Área inicial da secção transversal

$A_{\text{projetada}}$ – Área da sombra projetada por um defeito tridimensional

$A_{\text{superfície}}$ – Área da superfície de um defeito tridimensional

area – Área dos defeitos

$area_0$ - Área de defeito crítica calculada pela mecânica da fratura linear elástica

$area_{\text{transição}}$ – Área de transição entre fendas de pequena e grandes dimensões

b – Constante do material determinada pelo método dos mínimos quadrados

C – Constante do material determinada pelo método dos mínimos quadrados

C_1 – Constante relativa à localização do defeito, para os modelos de previsão relacionados com a variação da intensidade de tensões no limiar na propagação

C_2 - Constante do material relacionada com o fenómeno da suscetibilidade ao fecho de fenda

d – Diâmetro da partícula, Diâmetro médio do comprimento das diagonais de indentação

$D_{\text{máx}}$ – Maior diagonal de Vickers

E – Módulo de Young

$E_{\text{absorção}}$ – Energia absorvida pelo material

$E_{\text{condução}}$ – Energia que se mantém após a passagem do laser

E_d – Densidade de Potência

$E_{\text{radiação}}$ – Energia refletida pelo material

E_0 – Energia incidente

H – Distância entre o defeito interno e a superfície da amostra

H_d – Distância entre cordões

HV – Dureza de Vickers

K – Coeficiente de resistência

k_B – Condutividade térmica

K_n – Número de Knudsen

L_t – Espessura de cada camada

l_0 – Comprimento inicial

l – Comprimento final

m - Constante do material dos ensaios de propagação de fenda, Massa atômica do gás inerte

n – Expoente de encruamento

N_F – Número de ciclos

$N_{\text{máx}}$ – Força máxima

P_0 – Pressão do gás inerte

P – Força aplicada

R – Razão de tensões
r – Raio do defeito
 R_s – Superfície de fratura dos provetes
 S_s – Velocidade de passagem do laser
T – Temperatura do banho de fusão
 U_r – Resiliência
 U_t – Tenacidade
V - Volume
Y – Fator geométrico da fenda
 α – Parâmetro de Murakami, Nível de significância
 Δl – Variação do comprimento
 ΔK_{th} – Variação da intensidade de tensões no limiar de propagação da fenda
 $\Delta K_{th,LC}$ - Variação da intensidade de tensões no limiar de propagação da fenda para fendas longas
 $\Delta\sigma_w$ – Variação da tensão limite de fadiga
 $\Delta\sigma_{w0}$ - Variação da tensão limite de fadiga na ausência de defeitos
 ε – Extensão nominal
 ε' – Extensão verdadeira
 ε_c – Extensão de cedência
 ε_f – Extensão de fratura
 λ – Média do caminho livre do gás
 μ – Velocidade dinâmica do argon
 σ – Tensão nominal
 σ' – Tensão verdadeira
 σ_a – Tensão alternada
 σ_c – Tensão de cedência
 σ_R – Tensão de rutura
 σ_f – Tensão de fadiga, Tensão de fratura
 σ_f' – Tensão limite de fadiga
 σ_m – Tensão média
 σ_{max} – Tensão máxima
 σ_{min} – Tensão mínima
 σ_w – Tensão limite de fadiga na presença de defeitos

1. Enquadramento

Novas técnicas de fabrico têm surgido como alternativa, às tradicionais técnicas construtivas. A manufatura aditiva, mais especificamente o método de fabrico *Selective Laser Melting* (SLM) apareceu sob a promessa de revolucionar a fabricação de peças metálicas, especialmente em aplicações de alta complexidade e personalização, mantendo, contudo, uma alta precisão geométrica, integrando assim nas tecnologias da indústria 4.0.

Por outro lado, a liga Ti-6Al-4V é um material utilizado na indústria aeroespacial, médica, marítima e automóvel devido à sua excelente relação entre resistência mecânica e densidade. No entanto, novos processos de fabrico implicam a alteração das propriedades mecânicas da liga, especialmente em relação à fadiga, que é uma das principais causas de falha dos componentes mecânicos. Havendo uma lacuna de conhecimento científico neste âmbito, principalmente no que trata a existência de modelos, que prevejam a vida útil à fadiga desta liga e que tenham em conta a presença dos defeitos intrínsecos ao próprio processo em si.

Neste contexto, justifica-se a realização da presente dissertação, que contribui para a compreensão dos mecanismos de falha por fadiga da liga Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva (SLM) e fornece informações valiosas para o projeto de componentes mecânicos. Além disso, esse trabalho pode estabelecer uma base para o desenvolvimento de modelos de previsão de fadiga para outras ligas metálicas produzidas por manufatura aditiva, contribuindo assim para a evolução deste novo processo como um todo.

A presente dissertação tem como objetivo o desenvolvimento de modelos de previsão à fadiga, para uma liga de Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva, bem como a respetiva validação dos modelos já existentes. Assim, para alcançar o proposto foram realizados ensaios experimentais de tração uniaxial, de fadiga e de dureza e feita uma análise à superfície de fratura e aos defeitos intrínsecos ao processo de fabrico.

A presente dissertação está estruturada em 5 capítulos principais, os quais se encontram também divididos em vários subcapítulos.

O primeiro capítulo diz respeito à introdução da dissertação, que contempla a forma como a mesma está estruturada, incluindo também os motivos e os objetivos pelos quais a mesma foi contruída.

No segundo capítulo, está retratada toda a informação necessária com o intuito de ser utilizada como base teórica para suportar e justificar toda a lógica e conclusões durante o decurso da presente dissertação, abordando temas como: (i) a contextualização e revisão de conceitos relacionados com a liga de Ti-6Al-4V, (ii) as várias técnicas de fabrico utilizadas para a obtenção de uma geometria final de Ti-6Al-4V, (iii) a definição da manufatura aditiva, e que técnicas incluindo o SLM, são principalmente utilizadas, (iv) as principais características do processo SLM, e os defeitos intrínsecos ao mesmo, (v) a influência do processo de fabrico SLM nas características microestruturais e mecânicas da liga de Ti-6Al-4V e (vi) os modelos de previsão de vida à fadiga desenvolvidos pelos vários autores, que se basearam nas equações de Murakami, utilizando como *input* o número de defeitos e a dureza associados aos provetes.

No terceiro capítulo, por sua vez, é feita uma descrição pormenorizada dos procedimentos experimentais executados, para o desenvolvimento dos modelos de previsão à fadiga, estando incluído: (i) o fabrico dos provetes, e a respetiva análise da microdureza e dos defeitos de fabrico tridimensionais associados ao processo e (ii) os ensaios de tração uniaxial e à fadiga e (iii) a respetiva análise da superfície de fratura, dos provetes após a falha no decorrer dos ensaios.

No quarto capítulo, é apresentado uma análise integral dos resultados obtidos durante o procedimento experimental, descrito no terceiro capítulo, bem como a validação e formulação dos modelos de previsão à fadiga, propostos como objetivo da dissertação.

No quinto capítulo é feita uma discussão e conclusão dos resultados obtidos e são feitas sugestões para a continuação e desenvolvimento do trabalho apresentado.

No fim são incluídas as referências bibliográficas utilizadas nas várias etapas de desenvolvimento da dissertação.

2. Estado de arte

2.1 História e processamento do titânio

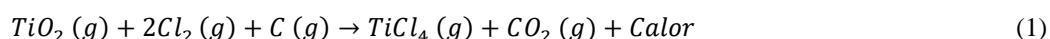
O Titânio foi inicialmente descoberto em forma de óxido pelo Químico e Mineralogista inglês William Gregor em 1791, e posteriormente redescoberto pelo químico alemão Martin Heinrich Klaproth em 1795. Trata-se de um elemento químico pertencente ao grupo 4 da tabela periódica, grupo esse denominado de grupo dos metais de transição, derivado da incompleta orbital d, característica habitual deste tipo de elementos [1].

O Titânio representa, 0,44%, da constituição química de toda a crosta terrestre, podendo ser encontrado resumidamente, em todo o tipo de rochas sob a forma de ilmenita, constituída quimicamente por ferro e óxido de titânio (FeTiO_3) e sob a forma de rutilo, constituído quimicamente por óxido de titânio (TiO_2) [1], [2].

Posteriormente, foram várias as tentativas de isolar este elemento, primariamente estas iniciativas levaram à formação de Nitretos (TiN), Carbonetos (TiC) e Carbonitretos (TiCN), que por causa do seu brilho metálico, eram confundidos habitualmente com um metal. Todavia só em 1906, o Metalurgista Matthew A. Hunter, foi capaz de produzir uma amostra de titânio puro, separando a molécula de tetracloreto de titânio (TiCl_4), a partir do depósito de sódio num cilindro de aço, fechado hermeticamente [1].

Todavia, a produção massiva de titânio na indústria, só se sucedeu após o trabalho de W.J. Kroll. que ao invés de utilizar sódio para a separação da molécula tetracloreto de titânio (TiCl_4), utilizou o magnésio (Mg), surgindo assim o processo Kroll [1].

Na sua plenitude, este processo é bastante dispendioso, iniciando-se com a extração dos minerais de rutilo e a ilmenita, que são posteriormente aquecidos, até à sua temperatura de ebulição e misturados com cloro (Cl) sob a presença de carbono. Desta mistura vai ocorrer uma reação química entre o cloro e o titânio dando origem ao tetracloreto de titânio (TiCl_4). A representar esquematicamente a reação descrita, encontra-se a equação 1 [1], [3].



Contudo, neste processo é habitual o aparecimento de um grande número de contaminantes, habitualmente presentes nos minerais, como por exemplo: nióbio (Nb), vanádio (V), arsénio (As) e antimónio (Sb), que precisam de ser removidas com o intuito de se obter a máxima pureza possível. Assim à medida que o tetracloreto de titânio arrefece e muda de estado físico, os contaminantes insolúveis vão se depositando no fundo, e vão sendo removidos do resto do líquido. Todavia, algumas das impurezas, vão manter-se presentes, uma vez que se encontram dissolvidas e possuem pontos de ebulição muito semelhantes ao do tetracloreto de titânio (136°C), como por exemplo o oxitricloreto de vanádio (126°C), sendo necessário à priori da destilação, um tratamento com ácido sulfúrico (H_2S), que irá reduzir o vanádio, tornando-o insolúvel, podendo seguidamente ser usada a destilação, como processo de separação das impurezas, restando assim unicamente o pretendido tetracloreto de titânio (TiCl_4). Na figura 1 encontra-se representado, esquematicamente, o processo de purificação descrito [1].

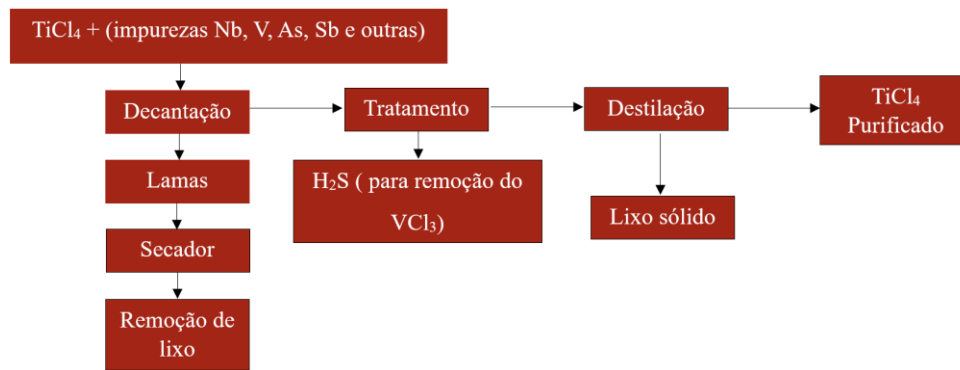
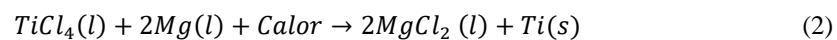


Figura 1- Processamento para a obtenção de tetracloreto de titânio (TiCl₄).

Após a obtenção do tetracloreto de titânio (TiCl₄) puro, o mesmo é colocado juntamente com o magnésio, também no estado líquido, numa câmara de reação, provocando assim a separação entre o cloro e o titânio, através da combinação do cloro com o magnésio que tem como produto de reação cloreto de magnésio (MgCl₂). Para terminar o processo de separação, por invenção de uma agência governativa dos Estados Unidos, Bureau of Mines, o titânio é colocado novamente num forno, a vácuo, havendo a remoção completa dos contaminantes produzidos no processo anterior, e dando origem a uma peça de titânio pura e porosa denominada de esponja de titânio, que será posteriormente utilizada no fabrico dos vários componentes mecânicos. A ilustrar a separação entre o titânio e o cloro, encontra-se a equação 2 [1], [4].



2.1.1 Elementos de liga e a sua influência na microestrutura e propriedades do titânio

O titânio na sua forma pura, apesar de possuir uma elevada ductilidade, tem uma relativa baixa resistência mecânica, acabando por ter uma baixa aplicabilidade ao nível industrial. Aparecendo assim elementos ligantes que vão melhorar as suas características mecânicas, de acordo com a necessidades de utilização.

Estes elementos vão-se dissolver na matriz do titânio, por dois tipos de processos de solubilidade: substitucionais ou intersticiais, representados esquematicamente pela figura 4. A solubilidade substitucional, consiste na substituição atômica dos átomos do solvente, pelos átomos de soluto. Para que a mesma ocorra, são necessárias algumas semelhanças entre os átomos do soluto e do solvente, como por exemplo: possuírem dimensões semelhantes, com uma diferença máxima de diâmetro 15% e possuírem características químicas semelhantes, incluindo o número de eletrões de valência e a sua eletronegatividade. Por outro lado, no que trata a solubilidade intersticial, esta ocorre sempre que a dimensão dos átomos do soluto for inferior ou igual a 60% da dimensão dos átomos do solvente, contudo ao invés de ocuparem a sua posição, estes irão ocupar o interstício dos átomos [1].

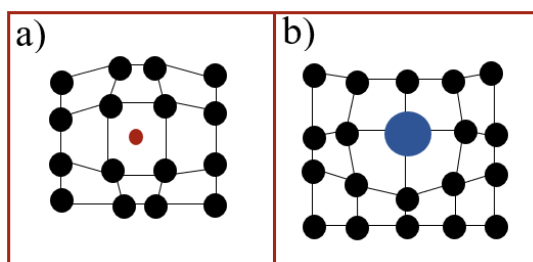


Figura 2-Exemplo ilustrativo do funcionamento da solubilidade: a) intersticial; b) substitucional.

O titânio, por possuir um diâmetro intermédio, quando comparado aos restantes elementos da tabela periódica, torna-se num excelente solvente, sendo possível fabricar uma grande variedade de ligas de Titânio. Representativo da potencialidade do titânio encontra-se a figura 3, onde a verde se observa os elementos com dimensões atômicas semelhantes, e, portanto, passíveis de que ocorra a sua dissolução substitucional na matriz do metal solvente. Enquanto, a amarelo, se encontram os elementos cujas dimensões, são suficientemente pequenas, para que ocorra a sua dissolução no interstício da matriz metálica [1].

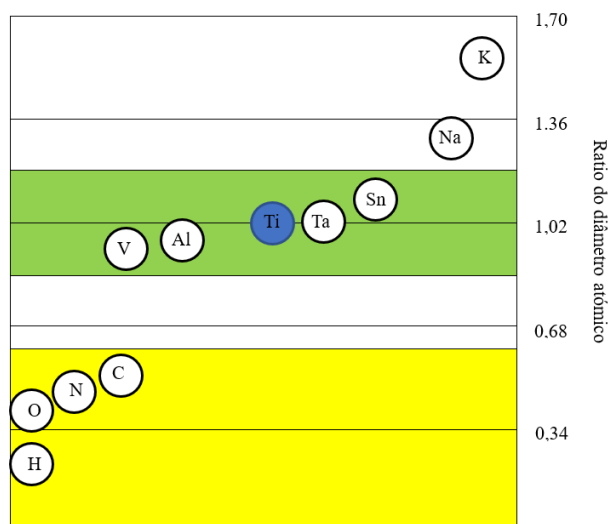


Figura 3- Comparação entre o tamanho atômico do titânio com outros elementos potencialmente de liga.

No subcapítulo 2.1.1, é mencionado que o titânio é um metal de transição, que por sua vez, traz ao mesmo, um comportamento alotrópico, ou seja, o arranjo dos átomos altera-se fundamentalmente de acordo com a temperatura a que os mesmos se encontram. Havendo assim uma temperatura de transição, como pode ser observado na figura 4, pela qual o titânio altera a sua estrutura cristalina e denominando-se de *Beta transus*, que corresponde precisamente, a uma temperatura de 885 °C[1]. Para toda a gama de temperaturas inferior a esse valor, o titânio irá apresentar uma estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) levando assim a que o mesmo se encontre estável na fase alfa (α), por outro lado, para temperaturas superiores ao *Beta transus*, o titânio apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), conduzindo a que o mesmo, se encontre estável na fase beta (β) [1].

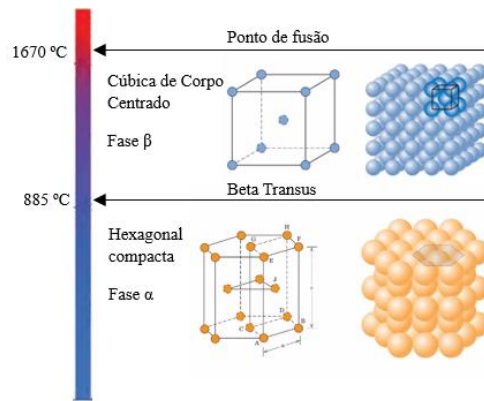


Figura 4-Comportamento alotrópico do titânio.

Este tipo de fenómeno, irá ter um enorme impacto no comportamento mecânico do Titânio, na medida em que, estruturas cristalinas hexagonais compactas quando comparadas a estruturas cristalinas de corpo centrado, conferem habitualmente ao material uma maior resistência mecânica, à custa da redução da sua tenacidade [1], [5].

Com o intuito de manipular este comportamento, surge a utilização dos elementos de ligas, que irão ser responsáveis pela fixação das diferentes fases do titânio, de acordo com as aplicações pretendidas, permitindo até uma coexistência entre ambas as fases[1], [5], [6].

Derivado às fases existentes no Titânio, as suas ligas foram divididas de acordo com a influência que os elementos ligantes têm, na microestrutura deste material, sendo capazes de à temperatura ambiente, estabilizar as fases anteriormente referidas e surgindo assim a designação de ligas alfa, ligas beta e de ligas alfa-beta (α - β). Como é possível presumir de acordo com o explicado no parágrafo anterior, as ligas alfa, são todo o grupo de ligas de titânio, que à temperatura ambiente, a estrutura cristalina é predominantemente hexagonal compacta, contudo, o efeito dos elementos ligantes, estabilizadores da fase alfa, demonstra-se pelo aumento da temperatura do *Beta transus*, que irá por consequência, aumentar a estabilidade desta fase, a temperaturas superiores aos 885°C. É ainda conveniente referir, que o principal elemento ligante neste tipo de ligas, é o alumínio, que traz à liga uma leveza excecional, por se tratar de um material relativamente pouco denso ($2,7 \text{ g/cm}^3$) quando comparado à liga de titânio ($4,540 \text{ g/cm}^3$) mantendo, no entanto, grande parte da resistência do material, bem como uma tenacidade razoável. [1]

Resumidamente as características das ligas alfa incluem [1], [5]:

- Excelente resistência mecânica a altas temperaturas
- Boa soldabilidade
- Não reativa a tratamentos térmicos
- Razoável fabricabilidade
- Boa resistência à fratura e à propagação da mesma
- Boa resistência à fluência

As ligas betas são a classe de ligas menos utilizada na indústria, contendo basicamente 100% de fase beta após recozimento, à temperatura ambiente, provocado pela diminuição da temperatura de transição da fase alfa para a fase beta. Contudo apesar desta designação, as ligas, dependem muito de uma transformação parcial da fase beta em fase alfa, ou de uma fase intermédia para se conseguir obter valores razoáveis de resistência mecânica. [1]

Algumas das características habituais das ligas beta são [1], [5]:

- Termicamente tratáveis para valores de elevada resistência mecânica.
- Excelente maquinabilidade.
- Boa resistência mecânica até temperaturas na ordem dos 370 °C.
- Mau comportamento à fluência acima dos 370 °C.
- Boa resistência à fratura e à propagação da mesma.
- Capacidade de serem tratadas termicamente.

Por outro lado, as ligas alfa-beta são as ligas mais utilizadas na indústria, onde à temperatura ambiente, as fases alfa e beta coexistem. Traduzindo-se, até um certo grau, numa combinação entre as características mecânicas habituais de ambas as microestruturas. As grandes vantagens destas ligas advêm da resposta das mesmas ao tratamento térmico, que permite alterar a percentagem da composição química das fases bem como a percentagem presente de cada uma das fases no material[1].

Normalmente estas ligas exibem características tais como [1], [5]:

- Capacidade de serem tratadas termicamente de valor de média para alta resistência mecânica.
- Estáveis termicamente.
- Fraca soldabilidade à exceção da liga de Ti-6Al-4V devido à quantidade de estabilizador da fase beta ser reduzida.
- Geralmente boa resistência à fratura e à propagação da mesma.

2.2 Liga Ti-6Al-4V

O aparecimento da liga de Ti-6Al-4V, ou tipicamente denominada de TC4, foi quase instantânea à comercialização em grande escala do Titânio, tendo a mesma sido patenteada pela empresa *Crucible Steel*, no ano de 1954 [1]. A sua denominação, resultou da percentagem mássica dos principais elementos de liga, apresentando respetivamente, 6 % de alumínio e 4% de vanádio.

Ao longos dos anos foram aparecendo variações desta liga com percentagens de elementos ligantes inferiores a 0,8 %, que têm conduzido o TC4, a aplicações com solicitações cada vez mais exigentes. Por exemplo, a soma de elementos como o paládio (Pd), rutênio (Ru) e níquel (Ni), provoca nesta liga um aumento significativo da resistência à corrosão, enquanto uma adição de elementos intersticiais desencadeia um grande aumento da resistência mecânica à custa da perda de ductilidade. Surgindo assim diferentes categorias dentro da liga de Ti-6Al-4V, como pode ser observado na tabela 1 [1].

Tabela 1- Categoria das diversas ligas de Ti-6Al-4V adaptado de [1].

Categoria:	Descrição:
5	Liga de titânio (6% Al, 4% V)
23	Liga de titânio (6% Al, 4% V, com elementos extra intersticiais em baixa quantidade)
24	Liga de titânio (6% Al, 4% V) mais 0,04 até 0,08% de Pd
25	Liga de titânio (6% Al, 4% V) mais 0,3 até 0,08% de Ni e 0,04 % até 0,08 % de Pd
29	Liga de titânio (6% Al, 4% V, com elementos extra intersticiais em baixa quantidade mais 0,08 a 0,14% de rutênio)

No que respeita à microestrutura, esta é uma liga alfa-beta, o que significa que à temperatura ambiente é possível encontrar no mesmo exemplar, grãos com uma estrutura cristalina hexagonal compacta, por influência do alumínio, principal estabilizador da fase alfa, e outros grãos com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, por influência do vanádio, principal estabilizador da fase beta [1].

A grande virtude nesta liga encontra-se exatamente na sua microestrutura, devido à resposta que o TC4 tem quando é tratado termicamente, uma vez que a partir deste tipo de tratamentos é possível alterar a composição química das fases bem como a quantidade de fase alfa e beta presentes no exemplar, dependendo da temperatura do tratamento, e a sua posição relativa à temperatura de transição da fase β [1], [7].

No decorrer de um arrefecimento rápido, para valores > 410 °C/s, numa liga de Ti-6Al-4V, em vez do aparecimento da fase alfa + beta, habitual em condições de equilíbrio, surge uma fase metaestável, denominada de alfa *prime* (α') [1], [8].

Este fenómeno decorre da não difusão dos elementos de liga vanádio e alumínio, na fase beta, não ocorrendo a sua estabilização como é habitual [8]. Caso esta quantidade de elementos ligantes seja superior à concentração encontrada na temperatura alfa *transus*, o resultado será uma fase alfa sobressatura, mais propriamente martensite de titânio, sob a forma de α' , que à semelhança da fase α , apresenta uma estrutura cristalina hexagonal compacta. Habitualmente este tipo de transformação irá conduzir a um aumento da resistência do material, com consequência na perda de ductilidade, sem, contudo, o fragilizar.

2.2.1 Aplicações da liga de Ti-6Al-4V

Como visto ao longo do subcapítulo 2.2, o Ti-6Al-4V tem um conjunto de características que a tornam numa liga com uma vasta aplicabilidade nas diversas indústrias. No que concerne à indústria aeroespacial, a liga de titânio por si só, apresenta vantagens significativas ao nível do projeto de componentes das aeronaves, principalmente para aplicações a temperaturas elevadas, onde a sua resistência à fluência se torna um fator de projeto crítico. Por outro lado, no que trata as pás dos compressores, o bom comportamento à fadiga a altas e a baixas temperaturas, leva a que o Ti-6Al-4V também aqui se torne o material preferencial.

Assim, a sua primeira aplicação em quantidades significativas, foi feita pela empresa Pratt & Whitney, na produção de discos e pás de motores de aviões a jato, ao invés da aplicação de aço, como eram habitualmente utilizados no projeto, que acabou por se refletir para a empresa, numa poupança de 945kg por avião, por se tratar de uma liga menos densa [9], [10]. A partir desse momento, tornou-se vulgar a aplicação da liga de Ti-6Al-4V, em certos componentes, estando alguns listados na tabela 2.

Tabela 2 - Componentes da indústria aeronáutica produzidas em TC4.

Parte:	Material:	Ref.:
Pá do ventilador	Ti-6Al-4V	[1]
Leme	Ti-6Al-4V	[10]
Corpo de uma válvula	Ti-6Al-4V	[11]
Trein de aterragem	Ti-6Al-4V	[10]
Discos do ventilador	Ti-6Al-4V	[1], [10]
Suportes de saída dos ventiladores	Ti-6Al-4V	[1]
Tubos de evacuação	Ti-6Al-4V	[10]
Pá do compressor frontal	Ti-6Al-4V	[1]
Conector do estabilizador superior e inferior	Ti-6Al-4V	[10]
Discos do compressor frontal	Ti-6Al-4V	[1]
Discos multiestágios	Ti-6Al-4V	[1]
<i>Flap Rib</i>	Ti-6Al-4V	[11]
Caixa frontal do compressor	Ti-6Al-4V	[1]
Partes da Fuselagem	Ti-6Al-4V	[1]

O Ti-6Al-4V também é vulgarmente utilizado em aplicações marítimas, derivado especialmente à sua boa resistência à corrosão e à fratura, independentemente das variações químicas ou dos efeitos da poluição nas águas marítimas. Num estudo publicado por Gurrappa I. [11], acerca da caracterização de uma liga de Ti-6Al-4V para a aplicação ao nível das indústrias químicas e marítimas. O autor [11] concluiu que a liga TC4 no que trata as aplicações marítimas, é capaz de regenerar ativamente a camada protetiva de óxidos, desde baixas a altas temperaturas, desde que seja minimamente tratado superficialmente, não sendo afetado pelo fenómeno de *pitting* nem por iniciação de fendas por corrosão.

À mesma conclusão chegou Totolin et al. [12], que no seu estudo de melhoria das características tribocorrosivas da superfície de um provete de Ti-6Al-4V em água marítima artificial, concluiu que quando a liga é devidamente tratada superficialmente, mesmo perante o fenómeno de abrasão, não é verificado a abertura de nenhuma fenda por corrosão.

No que trata as suas aplicações na indústria marítima, um excelente exemplo trata-se das offshores, principalmente nas juntas cónicas (*taper stress-joints*), representada na figura 5, que conectam a cabeça da broca no fundo do mar, com o sistema de tubulação. Neste tipo de ligação é indispensável uma extrema flexibilidade, devido à necessidade de compensação do movimento da plataforma causada pelas ondas, vento e marés.

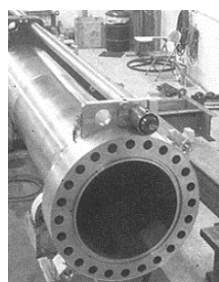


Figura 5- Junta cónica produzida por extrusão de uma *billet* de Ti-6Al-4V [9].

Semelhante a estas características que as juntas cónicas necessitam de ter, existem outros componente, também produzidos em Ti-6Al-4V, essenciais para a indústria marítima tal como por exemplo: os *hydrofoils*, as hélices, alguns veios e os cascos dos navios [1], [9], [11].

Uma outra indústria que abraçou a liga TC4, foram as várias áreas da medicina, que fascinadas pela resistência à corrosão da liga no corpo humano, combinada com uma baixa resposta alergénica, boas propriedades antibacterianas, bom comportamento tribológico, baixo módulo de Young, semelhante ao dos ossos, e elevada resistência à fadiga e à fadiga sob corrosão, levou à sua investigação mais profunda, com o intuito de perceber até que ponto a mesma poderia ser aplicada [12-13].

Atualmente são inúmeras as aplicações desta liga, sendo usada diariamente por todo o mundo como âncora de implantes dentários, que nada mais é que uma rosca produzida em Ti-6Al-4V, enroscada no maxilar do utente, que devido à dureza semelhante à do osso e combinada com as algumas das outras características nomeadas no parágrafo anterior, apresenta-se como uma alternativa mais cómoda que a típica dentadura, no sentido em que o implante, vai estar permanentemente fixo e não irá provocar irritações na mandíbula. Como esta aplicação existem muitas outras, algumas das quais nomeadas na tabela 3 [1].

Tabela 3 - Componentes das diversas áreas médicas fabricados em Ti-6Al-4V.

Parte:	Área médica:	Material:	Ref.:
Válvulas de coração	Cardiovascular	Ti-6Al-4V	[1]
Prótese de substituição do quadril	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1], [13], [14]
Prótese de um maxilar	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[13], [14]
Próteses de articulações de dedos	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1]
Espaçador espinal	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1], [13]
Prótese de articulação do cotovelo	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1], [13]
Prótese de articulação do ombro	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1], [13]
Próteses de joelho	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1], [13], [14]
Caixa do <i>pacemaker</i>	Cardiovascular	Ti-6Al-4V	[1]
Costelas artificiais	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[1]
Prótese Craniana	Ortopedia	Ti-6Al-4V	[14]
Instrumentos médicos	Geral	Ti-6Al-4V	[1]

Outra indústria que não se mostrou indiferente ao aparecimento desta liga, foi a indústria automóvel, que viu no TC4 oportunidades perfeitas de criar inovação tecnológica. As válvulas quer de admissão quer de evacuação, estão sujeitas a condições críticas de funcionamento, onde para além de estarem sujeitas a ciclos térmicos que atingem temperaturas acima dos 900°C, existe um contacto cíclico entre o obturador das válvulas e o local onde a mesma assenta, tornando-se vital que o material utilizado apresente características tais como: um excelente comportamento à fluência, um bom comportamento à fadiga e uma grande resistência à oxidação. Assim a *Toyota*, apercebendo-se que tais características podiam ser encontradas na liga de Ti-6Al-4V, investiu na sua utilização para o fabrico de válvulas de admissão, que permitiu reduzir em 40/50% o peso do componente[1].

Ao longos dos anos várias foram as empresas que decidiram, investir neste material, estando demonstrado na tabela 4, alguns dos principais componentes produzidos em TC4, bem como as empresas que os produzem.

Tabela 4- Produção em massa de componentes automóveis produzidos em Ti-6Al-4V.

Parte:	Empresa:	Material:	Ref.:
Tirante	Porsche	Ti-6Al-4V	[1], [15], [16]
Válvulas de admissão	Toyota	Ti-6Al-4V	[1]
Cubos de Rodas	-----	Ti-6Al-4V	[16]
Parafusos de Jantes	BMW	Ti-6Al-4V	[16], [17]
Rotores de turbocompressores	Mercedes-Benz	Ti-6Al-4V	[1], [16]

Apesar da generalização da liga de TC4 nas diversas indústrias, descrito ao longo do subcapítulo, o interesse nesta liga continua a ser crescente, neste caso exponencialmente, tal como pode ser demonstrado pela figura 6, onde está representado o número de artigos científicos lançados ao longo dos anos.

Este crescimento, demonstra a universalidade desta liga, visto que este está muito associado, ao aparecimento de novos processos de fabrico como a manufatura aditiva, criando a necessidade de se entender com mais detalhe a influência destes processos nas características operacionais da liga de Ti-6Al-4V, descrito mais à frente no subcapítulo 2.5.

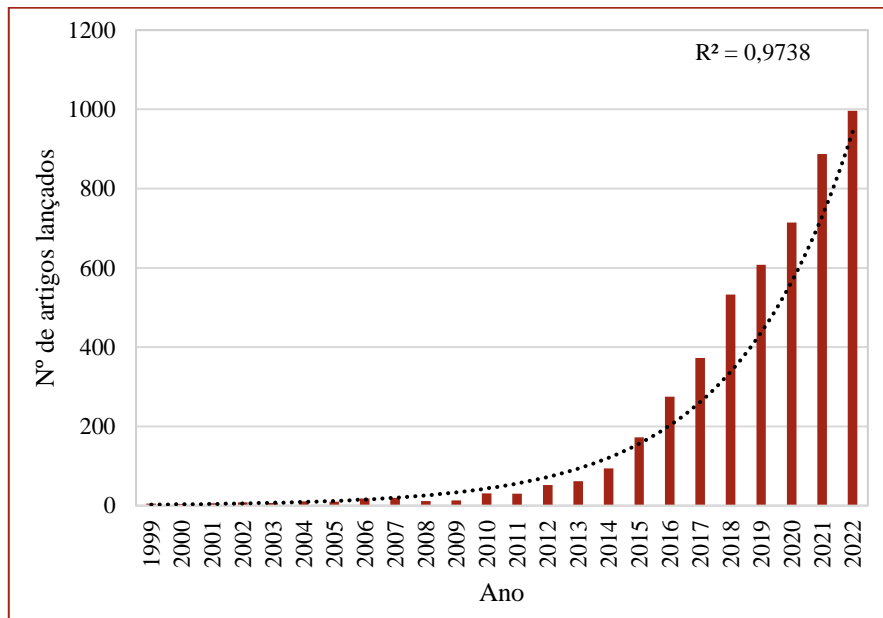


Figura 6 - Representação gráfica do crescimento do número de artigos científicos lançados no motor de busca *Science Direct*, utilizando como palavra de pesquisa Ti-6Al-4V e TC4.

2.3 Processos de fabrico da liga Ti-6Al-4V

2.3.1 Vazamento em conquinha

A liga de Ti-6Al-4V, possui uma ampla utilidade e aplicabilidade nas diversas indústrias, e como tal, muitos têm sido os processos inventados e aplicados nesta liga para a obtenção das mais diversas geometrias complexas.

Um dos mais utilizados é o processamento por vazamento de conquinha, que utiliza um forno a vácuo de refusão por eléctrodo consumível, que consiste fundamentalmente, na fusão e refusão de um eléctrodo consumível para a obtenção de uma geometria denominada de lingote.

Este processo foi inicialmente inventado por Werner von Bolton em 1905 para a fusão do Tântalo (Ta), contudo em 1939 William J. Kroll, configurou o mesmo para a fusão de titânio [18]. Atualmente o forno apresenta um estrutura semelhante à representada na figura 7, tendo como principais constituintes: um fundo de cobre refrigerado a água, uma bomba de vácuo que para além de prevenir o contacto com o ar, também possibilita a extração de sais de hidrogénios e cloro, um eléctrodo consumível, fabricado a partir da prensagem hidráulica da esponja de titânio e outros elementos de liga e uma bobina eletromagnética, não representada na figura 7, que tem como finalidade controlar o movimento do arco eléctrico, de forma a evitar o desvio do mesmo para as paredes da fornalha [1], [19].

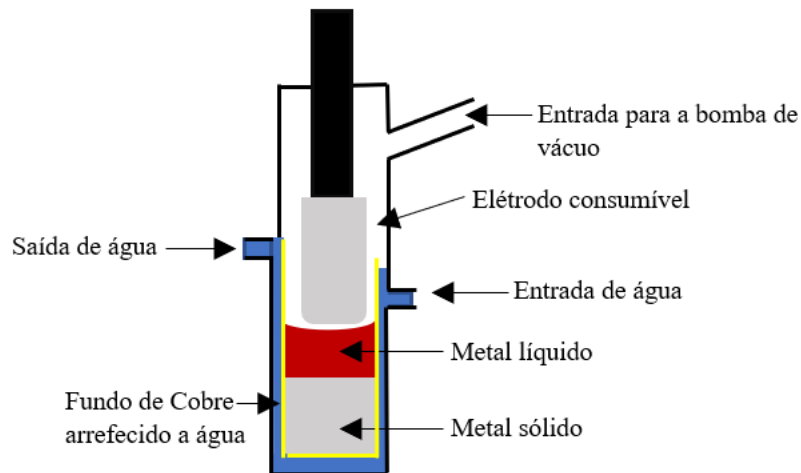


Figura 7- Forno a vácuo de refusão por eléctrodo consumível.

No que trata o modo que se obtêm o lingote, este resulta do estabelecimento de um arco eléctrico, num ambiente em vácuo, que irá provocar a consecutiva fusão do eléctrodo. Após a conclusão da fusão do mesmo e respetiva solidificação do lingote, uma nova fusão poderá ser executada com o intuito de obter um elevado nível de homogeneidade, reduzir defeitos e a presença de impurezas [19].

Este tipo de abordagem acaba por ser extenso, uma vez que a formação de um lingote não tem uma aplicabilidade funcional, e, portanto, torna-se necessário a aplicação de sucessivos processamentos, até ser obtida a geometria idealizada. Na figura 8, encontra-se uma visão geral da transformação do lingote, num produto semiacabado, estando descrita a evolução das geometrias, após cada processo [1].

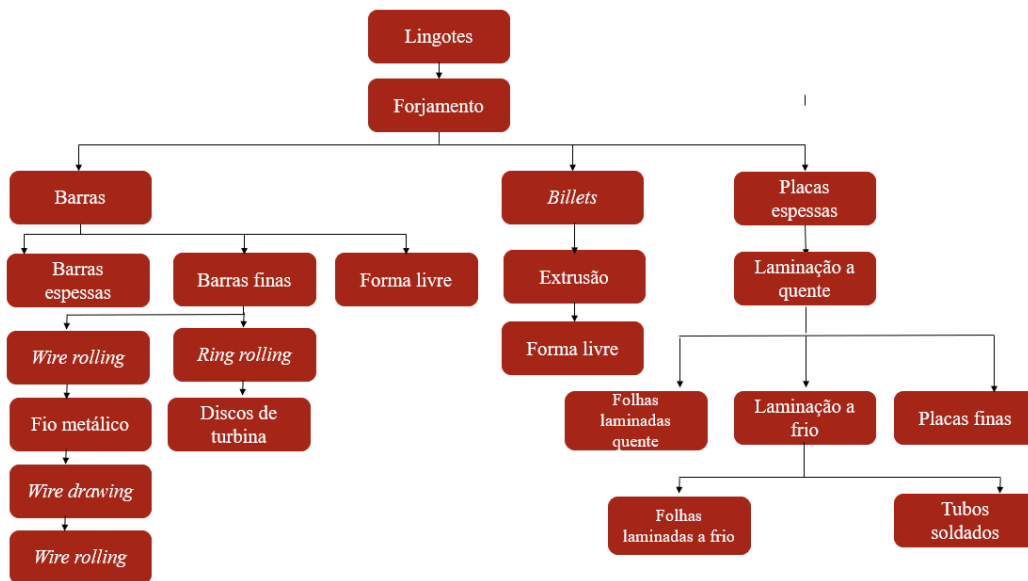


Figura 8- Descrição sucinta do processamento das ligas de titânio fabricadas por vazamento por conquitilha.

Habitualmente, os componentes produzidos pelo processo de vazamento por conquitilha, apresentam excelentes propriedades mecânicas, quer ao nível da resistência como ao da ductilidade. Na tabela 5, estão demonstradas as mesmas, após a passagem da liga de Ti-6Al-4V por um tratamento térmico de recozimento [1].

Tabela 5- Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V, fabricada pelo processo de vazamento em conquitilha.

Composição (%):	Condição:	Tensão de ruptura (MPa):	Tensão de cedência (MPa):	Alongamento (%):	Redução de área (%):	Dureza (HV):	Módulo de elasticidade (GPa)
6Al-4V	Recozido	900-993	830-924	14	30	330	113,8
6Al-4V (baixo O ₂)	Recozido	830-896	760-827	15	35	310	113,8

2.3.2 Vazamento por moldes de Geometria complexa

O vazamento em moldes de geometrias complexa é a tecnologia mais antiga na produção peças em ligas de ferro e cobre, tendo sido ativamente utilizada pelos nossos antepassados [1]. O vazamento em moldes com geometrias complexas sob pressão isostática a quente, simplifica o processo de produção de componentes, uma vez que, reduz passos do processo e material desperdiçado, sendo, contudo, capaz de produzir as mais diversas geometrias como representado na figura 9 [9].



Figura 9- Componentes produzidos em Ti-6Al-4V por vazamento: a) Corpo de uma bomba; b) Turbocompressor; c) Válvula; d) Rotor.

Existem 3 técnicas construtivas que valem a pena salientar[1]:

- **Moldes de grafite:** Neste método o molde, tal com o nome indica, é produzido a partir da grafite, sendo habitualmente utilizado para produzir componentes de grandes dimensões.
- **Investment casting:** Por outro lado, neste tipo de processo o molde é normalmente fabricado a partir de uma técnica denominada de moldação por injeção, de onde resulta um molde de cera. Preferencialmente este tipo de método é utilizado, quando são necessárias tolerâncias mais pequenas, secções mais finas, geometrias de menores dimensões e acabamentos superficiais de melhor qualidade.
- **Moldes de areia:** Neste tipo de técnica os moldes são fabricados a partir de areia, fazendo com que os custos sejam bastante reduzidos. Contudo, a qualidade fabrico é inferior, uma vez que os componentes produzidos têm um acabamento superficial inferior.

A tabela 6, apresenta as diferentes propriedades mecânicas versus o tipo de fabrico e o respetivo tratamento térmico aplicado[1].

Tabela 6 - Propriedades mecânicas de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por vazamento em moldes de geometria complexa.

Estado	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)	Resistência à fratura
Como fabricado	895	1000	8	16	71-77
Pressão isostática a quente (890 °C)	870	960	10	18	91
Pressão isostática a quente (990°C)	870	965	8	17	...

2.3.3 Metalurgia de pó

A metalurgia de pó, movida pela redução de custos e o desperdício de material, foi estabelecida durante 1980, sendo uma tecnologia de produção, processamento e consolidação de partículas de pequenas dimensões, de maneira a fabricar um metal sólido [1].

Este tipo de processo destaca-se em relação aos anteriores, principalmente devido à maior eficiência de uso de material, maior flexibilidade de geometrias e maior simplicidade de fabrico, podendo ser divididas em 6 tipos de técnicas diferentes, cada uma com uma potencialidade diferente. Contudo apenas 4 apresentam maior relevância, sendo estas: a mistura elementar, o método *prealloyed* (PA), a modelação por injeção de pó e por fim a manufatura aditiva [1].

O método de mistura elementar, apesar do esforço dos últimos anos para o desenvolvimento de novos processos de produção de pó, utiliza principalmente os restos da esponja de titânio em pó, normalmente rejeitados durante a conversão dos minérios de rutilo e ilmenita em lingotes, pelos processos *Kroll* e *Hunter* [1]. Assim neste tipo de fabrico o pó de titânio, é misturado com os elementos de liga desejados, também em pó e posteriormente consolidado, por compactação a frio, utilizando pressões entre os 400 e os 800 MPa, que irão levar à consecutiva formação do *green compact* com uma densidade teórica habitual entre os 85 e os 92% [1], [20]. Para concluir, o material compactado é posteriormente sinterizado a uma temperatura, superior ao *beta transus* com um valor aproximado de 1260 °C, levando novamente a um aumento do valor da densidade teórica para percentagens entre os 95 e 100 % [21].

Habitualmente, quando ainda se pretende melhorar as propriedades mecânicas dos produtos derivados deste processo, utiliza-se a técnica de compactação isostática a quente, que como esperado irá trazer ao componente uma melhoria nas suas propriedades, associadas a um aumento da densificação [22]. Na tabela 7, estão representadas as propriedades mecânicas padronizadas de acordo com a norma da ASTM E8 para um material Ti-6Al-4V produzido pelo método de mistura elementar, com e sem aplicação de um tratamento por pressão isostática a quente [1].

Tabela 7- Propriedades mecânicas da liga de Ti-6Al-4V produzida por mistura elementar, com e sem tratamento por pressão isostática.

Estado	Densidade teórica (%)	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)
Como fabricado	98	841	951	15
Pressão isostática a quente	100	854	965	16

Por outro lado, o processo PA, é um processo mais dispendioso, que o da mistura elementar, uma vez que este processo dá origem a pós com geometrias mais esféricas, e com menor contaminação, levando à produção de componentes de melhor qualidade [1]. Este tipo de método, divide-se em 2 tipos de técnicas distintas, o processamento de um eléctrodo rotativo por plasma e a atomização de gás[1].

O processamento por plasma de eléctrodo rotativo, é um processo de atomização centrífugo, onde o eléctrodo (metal a ser processado), se encontra em rotação enquanto é incidido, um feixe de plasma, habitualmente de hélio, que irá provocar a sua fusão e consecutiva formação de gotículas que posteriormente, irão solidificar no meio do gás inerte e formar o pó metálico [23].

A atomização de gás, por outro lado, é um processo que se inicia na câmara de fusão, de onde o resultante banho de fusão metálico irá ser libertado progressivamente, enquanto em simultâneo, ocorre a passagem de

um fluxo de gás inerte, habitualmente árgon, altamente pressurizado que irá, provocar a formação de gotículas, no banho de fusão e posterior formação de pó [20], [23]. Estes dois tipos de técnicas estão esquematizados na figura 10 e 11.

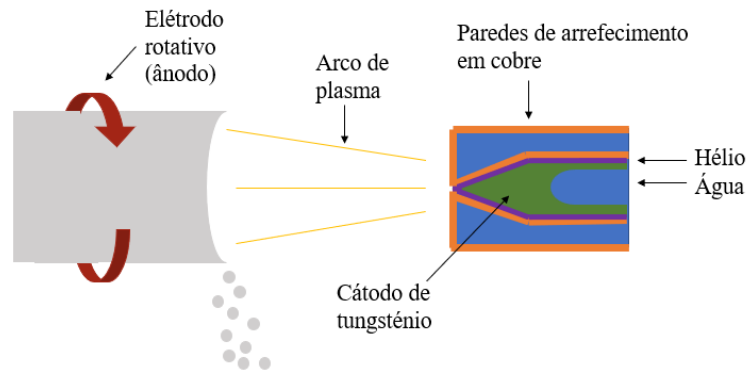


Figura 10- Processamento por plasma de um eletrodo rotativo.

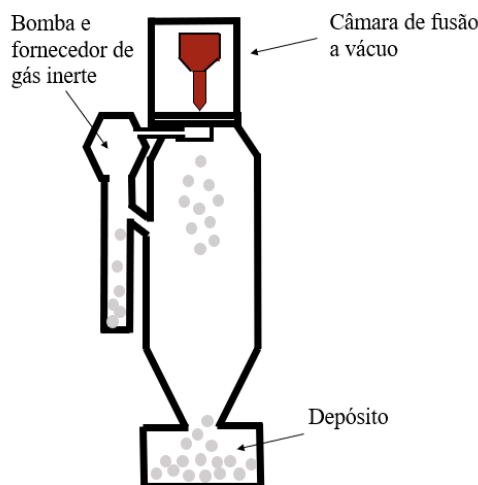


Figura 11- Processamento por gás.

Após a formação dos pós é necessário fazer a sua consolidação, habitualmente é utilizada a compactação isostática a quente, no entanto, algumas indústrias optaram por outras técnicas nomeadamente o método *fluid die compaction* (FDC), a compactação a vácuo a quente e o processo *consolidation*. Na tabela 8 pode-se observar algumas das propriedades mecânicas da liga de Ti-6Al-4V após o seu processamento via PA [1].

Tabela 8 - Propriedades mecânicas da liga de Ti-6Al-4V produzida pelo método *Prealloyed*.

Estado	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)	Resistência à fratura
Como fabricado	930	992	15	33	77

No que trata a modulação por injeção de pó, este método baseia-se na tecnologia utilizada para a injeção de moldes plásticos e tem como finalidade a produção contínua de geometrias complexas, mas

relativamente pequenas (aproximadamente abaixo de 400g), a um custo baixo. Assim este método baseia-se numa mistura entre os pós típicos dos processos de mistura elementar ou do PA, com um agente ligante que irão ser injetados para um molde [21]. Devido ao calor o agente ligante vai ser removido enquanto o restante é sinterizado, podendo-se encontrar o descrito anteriormente, esquematicamente representado pela figura 12 [1].

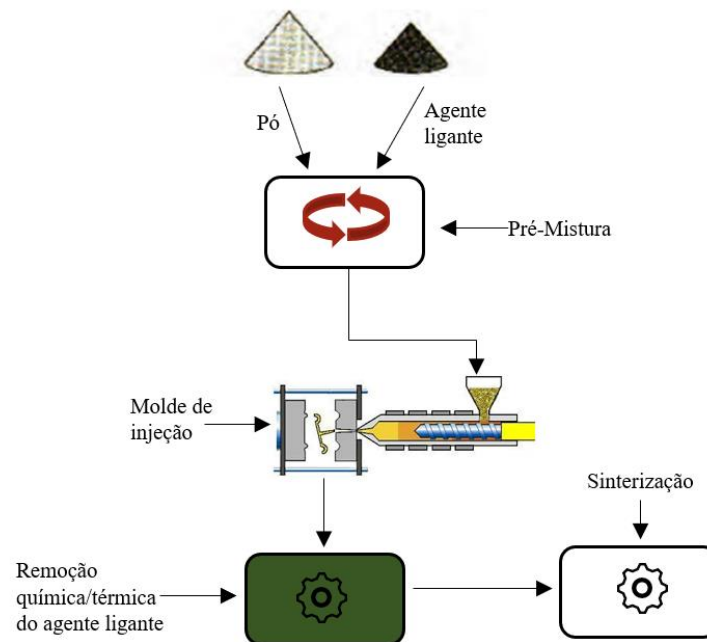


Figura 12- Esquema ilustrativo da modelação por injeção de pós.

Infelizmente ao contrário, da modulação por injeção de pós convencional para cerâmicos e ligas ferrosas, no que trata as ligas de titânio, o problema torna-se acrescido derivado á reatividade do titânio, visto no subcapítulo anterior 2.1.2 “Elementos de liga e a sua influência na microestrutura e propriedades do titânio”, assim para se combater este fenómeno, é necessário um controlo mais rigoroso no que trata as temperaturas de processamento, sendo necessário a escolha de um agente ligante que durante o processo, seja removido a temperaturas inferiores a 260 °C, de forma a evitar a dissolução intersticial do mesmo. É ainda relevante de mencionar, que o agente ligante, deverá ser bastante estável quimicamente no sentido em que o mesmo, não deverá entrar em decomposição catalítica na presença do pó de titânio durante a modelação por injeção de pó. Na tabela 9 podem ser vistas algumas das propriedades mecânicas de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por este método [1].

Tabela 9- Propriedades mecânicas do Ti-6AL-4V processado via modelação por injeção de pó.

Oxigênio (pond%)	Densidade teórica (%)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)
0,24	96,0	971	12,0
0,25-0,28	95,5	840	14,0
0,25	95,5	836	13,4

2.4 Manufatura aditiva

2.4.1 Características do processo e aplicações

A manufatura aditiva é uma tecnologia que tem vindo a ganhar terreno no mercado atual e é um processo onde o produto é desenhado, modelado e gerado de forma computacional, através da deposição de várias camadas finas, uma por uma, desde a base ao topo do produto desejado, e utilizando pós, fios, entre outros [1], [24].

A sua maior generalização ocorreu ao nível da produção de polímeros, onde o interesse nas propriedades mecânicas é reduzido, contudo ao longo dos anos esta tecnologia tem vindo a desenvolver, estando atualmente em estudo a sua aplicação na produção de materiais cerâmicos, metálicos e até compósitos. As vantagens deste tipo de fabrico são evidentes, principalmente do ponto de vista económico, uma vez que este processo consome o mínimo de quantidade de material necessário, para produção de um componente mecânico, podendo-se ainda fazer o reaproveitamento dos pós libertados no processo de fabrico. Além disso, as técnicas de manufatura aditiva são processos com baixos tempos de manufatura, quando comparados, a outros métodos descritos ao longo do subcapítulo 2.3, uma vez que deixam de ser necessários vários passos típicos, para o processamento do componente final, levando também a uma redução de recursos utilizados. No entanto, este processo ainda não é muito vulgarizado em toda a indústria, havendo um grande desconhecimento acerca das propriedades que os materiais produzidos por este método possuem, especialmente no que toca os metais, no sentido em que este processo por utilizar densidades de potência altas, possui velocidades de arrefecimento igualmente altas, podendo conduzir a estruturas martensítica, normalmente frágeis, sendo usado habitualmente em aplicações não muito exigentes, onde o que mais interessa é exatamente a geometria do componente.

O Centro de Tecnologia e Inovação CENTIMFE em Leiria, utilizou este processo de uma forma híbrida onde, toda a carcaça do molde é fabricada em aço, pelos processos típicos, todavia no seu interior os canais de água, responsáveis pelo arrefecimento controlado e uniforme do componente, são produzidos por manufatura aditiva, o que acabou por possibilitar o fabrico de canais ainda mais complexos.

Ainda assim algumas empresas de maiores dimensões e com um conhecimento mais detalhado no comportamento mecânico dos produtos produzidos por manufatura aditiva, já os utilizam para aplicações mais cruciais, onde por exemplo a Siemens, produz pás de turbinas, onde um bom comportamento à fadiga e a altas temperaturas, tem uma importância enorme, enquanto a *Bugatti*, por outro lado lançou recentemente, um vídeo de um bloco de motor, representado pela figura 13, produzido por manufatura aditiva, em 45 h, conseguindo-se observar inclusive o funcionamento do mesmo durante o vídeo [25].



Figura 13- Produção de um bloco de motor via SLM, pela empresa Bugatti [25].

Como referido anteriormente a investigação desta técnica de fabrico, também se expandiu aos cerâmicos, havendo algumas aplicações recreativas no que trata o design, mais especificamente a produção de estátuas e outras figuras complexas e precisas, que podem ser observadas na figura 14. Por outro lado, na própria construção civil, foi comprovada a aplicabilidade deste processo, podendo-se construir inclusive casas. Ainda assim este processo ainda é bastante caro, não se tendo industrializado mais devido ao seu preço, no sentido em que a sua aplicação é completamente funcional, contudo representa despesas de maior calibre, quando comparado a alguns processos mais tradicionais. Assim na área dos cerâmicos atualmente com maior aplicabilidade prática, encontra-se a produção de componentes multimateriais, através do reforço de metais como o TC4, com elementos cerâmicos, que têm como intuito melhorar a resistência ao desgaste do componente base.



Figura 14- Estátuas e outros objetos de cerâmica produzias por manufatura aditiva.

No que trata os polímeros e os compósitos, a utilidade da manufatura aditiva têm se demonstrado irrefutável, em Portugal, investiga-se atualmente a sua implementação no âmbito hospitalar principalmente ao nível das ortóteses, para a imobilização de ossos fraturados, onde através do scan de todo o local fisiológico pretendido, é se capaz de produzir um componente idealmente específico para cada sujeito, aumentando imensamente o seu conforto. Um exemplo deste tipo de ortótese encontra-se representada na figura 15, neste caso foi produzido uma máscara para um jogador de hóquei profissional, que apresentava uma fratura no nariz, e que para jogar, necessitava de garantir que a zona fraturada, estivesse completamente protegida para não agravar o seu problema de saúde.



Figura 15- Ortótese produzida por manufatura aditiva.

De acordo com a ASTM (*American Society for Testing and Materials*), a manufatura aditiva encontra-se dividida em 7 processos:

- **Vat photopolymerization (VP):** Este tipo de tecnologia funciona a partir da cura de uma resina fotopolimérica via luz UV, até à obtenção do produto final, usando-se principalmente no fabrico de cerâmicos[26].
- **Powder bed fusion (PBF):** Esta técnica é muito semelhante à anterior, mas aplicável a metais, e resulta da fusão de partículas metálicas já depositadas, a partir de uma fonte de calor como por exemplo, um laser, um plasma ou um feixe de eletrões [27].
- **Direct energy deposition (DED):** O DED é um processo muito semelhante ao anterior, no sentido em que utiliza também um laser ou um feixe de eletrões para a fusão das partículas, contudo as mesmas ao invés de se encontrarem já depositadas, são debitadas à medida que ocorre o processo de fusão [27].
- **Sheet Lamination (SL):** Este tipo de processo, tem como fundamento a união de várias chapas, a partir de um adesivo. Cada uma dessas chapas antes de ser unida, é devidamente cortada por um laser, por forma a que a união de todas se transforme num componente sólido [27].
- **Material extrusion (ML):** Neste tipo de fabrico, é utilizado um fio de um compósito de metal-polímero, que vai ser extrudido por um *nozzle* quente e rapidamente depositado na plataforma de fabrico. Posteriormente a matriz polimérica, irá ser eliminada por termo decomposição, dissolução de solvente ou por reação eletroquímica, enquanto a parte metálica irá ser sinterizada, para que ocorra a sua total densificação [28].
- **Material jetting (MJ):** O MJ, é um dos processos da manufatura aditiva com melhor precisão e acabamento superficial, e funciona a partir da injeção de gotículas de uma resina foto polimérica, para uma plataforma, com um movimento descendente, que irão polimerizar quase instantaneamente derivado à forte luz UV, e formando o componente final [29], [30].
- **Binder jetting (BJ):** Este processo de manufatura aditiva, produz estruturas muito porosas, com densidades teóricas na ordem dos 50-60%, antes da sinterização. O funcionamento deste é bastante simples, e resulta da libertação seletiva de um agente ligante líquido, num aglomerado de pó, de acordo com o padrão de cada camada 3D [31].

Todavia, no que trata o titânio e as suas ligas, os únicos métodos que realmente foram utilizados para o seu fabrico foram o PBF, o DED e o SL, que por sua vez podem ser subdivididos consoante o tipo de tecnologia que utilizam. Na tabela 10, encontram-se discriminadas as principais tecnologias utilizadas, nos

métodos por PBF, DED e SL, bem como o seu princípio de funcionamento e os principais materiais fabricados [27].

Tabela 10- Tipos de tecnologia dentro dos processos de manufatura aditiva por PBF, DED e SL.

Manufatura aditiva:	Tecnologia:	Materiais fabricados:	Princípio de funcionamento:	Ref.:
<i>Power bed Fusion</i> (PBF)	<i>Selective Laser Melting</i> (SLM)	Metais	A fusão do pó metálico dá se sobre um aglomerado de pós, através de um raio laser	[27]
	<i>Electron Beam Melting</i> (EBM)	Metais	A fusão do pó metálico dá se sobre um aglomerado de pós, através de um feixe de eletrões	[27]
	<i>Selective Laser Sintering</i> (SLS)	Compósitos, Cerâmicos, Polímeros	A sinterização do pó dá se sobre um aglomerado de pós, através de um raio laser	[27]
<i>Direct Energy Deposition</i> (DED)	<i>Laser Engineered Net Shaping</i> (LENS)	Metais	O pó é diretamente depositado, à medida que ocorre a sua fusão, mediada por um raio laser	[27]
	<i>Electron Beam Direct Melting</i> (EBDM)	Metais	O pó é diretamente depositado, à medida que ocorre a sua fusão, mediada por um feixe de eletrões	[24]
	<i>Rapid Plasma Deposition</i> (RPD)	Metais	Um fio metálico é fundido, por um raio de plasma e rapidamente depositado em camadas	[24], [32]
	<i>3D Laser Cladding</i>	Metais, Cerâmicos	O pó é diretamente depositado, á medida que ocorre a sua fusão, mediada por um raio laser, distingue-se do LENS por se tratar de um método que é utilizado para o revestimento das superfícies	[24], [33]
<i>Sheet Lamination</i> (SL)	<i>Ultrasonic Consolidation</i> (UC)	Metais	A união das várias chapas metálicas dá-se através de uma soldadura por ultrassom	[27], [34]
	<i>Laminated Object Manufacturing</i>	Polímeros	A união entre polímeros dá-se através de um adesivo	[24], [35]

2.5 *Selective Laser Melting*

2.5.1 Características do processo

A tecnologia SLM, foi inventada na Alemanha por um grupo de investigadores pertencentes ao instituto Fraunhofer para tecnologia laser [36]. E desde então o estudo da mesma tem sido exaustivo. Por vezes esta técnica, pode ser encontrada na literatura por outros nomes, nomeadamente por: *Laser-Power Bed Fusion* (L-PBF) ou *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS).

No que trata, o seu modo de funcionamento, como mencionado no subcapítulo 2.4 este processo utiliza como fonte de calor, um laser, que vai ser responsável por fundir, os pós já depositados, camada por camada, com o objetivo de criar um componente inteiro.

Neste tipo de processamento, à semelhança dos restantes processos de manufatura aditiva, a geometria do componente desejado, é introduzida no equipamento, via ficheiro CAD, que posteriormente, irá reparti-la em camadas padronizadas, e depois em coordenadas, por forma a guiar o laser, pelas orientações desejadas. Após algumas horas, é possível obter geometrias muito complexas, como representado na figura 16, que por outros processos seria muito mais complicada a sua execução, sendo apenas necessário, após a obtenção da geometria final, a maquinação da peça com o intuito de se obter um melhor acabamento superficial.



Figura 16- Componentes mecânicos produzidos via SLM.

Durante a fusão no SLM, a energia propaga-se essencialmente de três formas distintas, incluindo a transmissão por radiação, condução e absorção, concluindo-se assim que a energia total entregue no processo é dada pela equação 3 [37]:

$$E_0 = E_{\text{radiação}} + E_{\text{absorção}} + E_{\text{condução}} \quad (3)$$

Onde E_0 , corresponde à energia incidente, $E_{\text{radiação}}$, resulta da energia que é refletiva pelas partículas, $E_{\text{absorção}}$ provém da energia que é absorvida pelo material, e $E_{\text{condução}}$ decorre na transferência da energia entre partículas [37]. A representar esquematicamente a física envolvida no SLM, encontra-se a figura 17, onde pode ser observado como é que ocorre a transmissão de calor de todo o processo de fabrico.

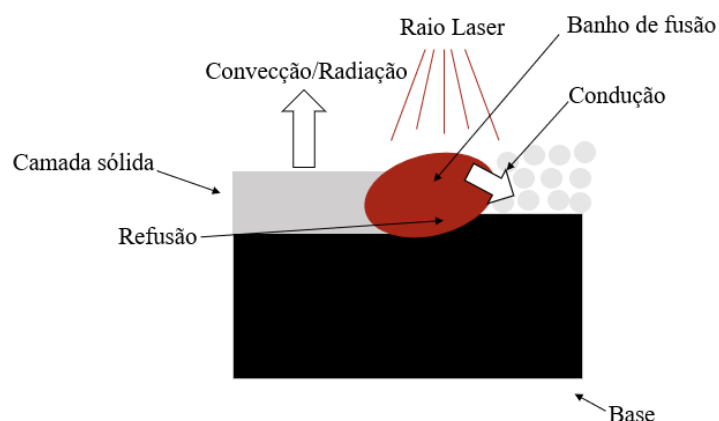


Figura 17- Transferência de calor do processo SLM.

2.5.2 Aplicações da tecnologia SLM

Nos últimos anos muitos têm sido os avanços nesta nova tecnologia da indústria 4.0. Várias empresas e indústrias, têm vindo a investir grande capitais com o intuito de obter novas soluções, que para além de as tornarem mais competitivas, são alternativas mais sustentáveis, com um maior aproveitamento de recursos [38]–[40].

No que trata a indústria aeronáutica, esta inovação tem sido muito utilizada principalmente pela empresa *GE aviation*, que utilizou o SLM para a produção de *nozzles* de combustível. Com este processo a empresa afirma ter simplificado o fabrico deste componente em apenas um único produto, reduzindo eficazmente o peso do mesmo em 25%. Além disso, foi possível também reduzir o tempo de montagem do mesmo, visto que, pelo fabrico tradicional iriam ser necessários 20 componentes que teriam de ser soldados posteriormente [38], [41]. Na tabela 11 encontram se representados outros exemplos de componentes obtidos via SLM, bem como os principais fabricantes.

Tabela 11- Componentes fabricados via SLM para a indústria aeronáutica.

Empresa:	Componente:	Material:	Descrição:	Ref.:
GE Aviation	Pás de turbinas	Superliga à base de níquel, como o Inconel 718	A <i>GE Aviation</i> utilizou o SLM para produzir pás de turbinas constituídas por canais internos de refrigeração, que trouxeram ao componente, uma otimização do processo de refrigeração, bem como permitiu a redução do peso do componente.	[42]
Airbus	Permutadores de calor	Ligas de alumínio ou titânio	A <i>Airbus</i> usou o SLM para produzir permutadores de calor com canais internos complexos que permitem uma transferência de calor melhorada e redução de peso.	[39]
Thales Alenia Space	Componentes de satélite	Ligas de alumínio ou titânio	A <i>Thales Alenia Space</i> utilizou o SLM para produzir componentes de satélite, incluindo guias de onda e suportes, com designs mais eficientes, permitindo um melhor desempenho e a redução de peso	[43]
Safran Landing Systems	Componentes de trem de aterragem	Ligas de titânio	<i>Safran Landing Systems</i> utilizou o SLM para produzir componentes de trem de pouso, incluindo conexões e suportes, que são leves e duráveis	[44]

Na indústria médica os progressos relativamente ao processamento via SLM, têm sido enormes. A empresa Renishaw, é um dos nomes de destaque, que utilizou a impressão 3D via SLM para o fabrico de uma prótese da mandíbula [45]. Para o efeito o paciente foi digitalizado a partir de um scan, com o intuito de determinar a geometria de toda a mandíbula, para posteriormente ser desenhada a respetiva prótese. Este tipo de metodologia permitiu um aumento da qualidade de vida pós-operatória, bem como a redução do tempo de operação. Além disso, à semelhança dos *nozzles* de combustível, este processo permitiu produzir um único componente, que não precisa de ser posteriormente soldado ou ligado [45]. Na tabela 12 estão representados alguns das principais componentes, fabricados para a indústria médica e dentária.

Tabela 12- Componentes produzidos na indústria médica e dentária.

Empresa:	Componente:	Material:	Descrição:	Ref.:
Renishaw	Dispositivos de guia de broca (implantes dentários)	Titânio e ligas de cobalto-crômio	A tecnologia de impressão SLM, permite que os dispositivos de guia de broca sejam personalizados para cada paciente, permitindo uma cirurgia mais precisa e minimamente invasiva.	[46]
EOS	Instrumentos cirúrgicos	Aço inoxidável, titânio	A impressão via SLM, permite que os instrumentos cirúrgicos sejam produzidos com geometrias mais complexas e ergonômicas, resultando em instrumentos mais eficientes e confortáveis para os cirurgiões	[47]
SLM Solutions	Próteses de quadril, joelho e outros implantes ortopédicos	Ligas de cobalto-cromo-molibdênio, ligas de titânio	A tecnologia de impressão SLM, permite a produção de próteses e outros implantes ortopédicos personalizados com base nos dados do paciente, garantindo um ajuste perfeito e reduzindo o tempo de recuperação.	[48]

As maravilhas do processo SLM, também chamaram a atenção da indústria automóvel. A empresa, Renishaw, também muito conhecida pelo fabrico de componentes na indústria médica e dentária, foi responsável por produzir um componente denominado de *wishbone* da suspensão de uma MotoGP, com o objetivo de reduzir o peso do mesmo. Tal como nas restantes indústrias, que usaram este método de fabrico, a empresa foi capaz de obter um componente 40% mais leve, que o fabricado pelos métodos convencionais, tendo sido ainda possível melhorar algumas das suas características como a rigidez e os requisitos cinemáticos [49]. Na tabela 13 pode-se observar alguns dos principais componentes fabricados via SLM.

Tabela 13- Componentes produzidos via SLM para a indústria automóvel.

Empresa:	Componente:	Material:	Descrição:	Ref.
Bugatti	Travão dos discos	Ligas de titânio	A Bugatti criou via SLM um travão de discos fabricado para o Chiron Sport. A peça é 40% mais leve do que um travão de disco fabricado por fundição e ainda aumentando a resistência mecânica desta nova peça	[50]
BMW	Bomba de água	Ligas de alumínio	A BMW produz via SLM a roda das bombas de água em alumínio, para os seus carros que competem na DTM. As rodas impressas permitem a redução do peso em 20% e apresentam uma maior eficiência em relação às produzidas em moldes de areia.	[51]
Renishaw	Hastes das válvulas	Aço inoxidável	A Renishaw por outro lado produz hastes de válvula impressas em SLM para a Ford Performance, sendo utilizados fundamentalmente nos motores Ford Mustang Shelby GT350R. A nova peça é 35% mais leve e apresenta maior resistência à fadiga do que a haste original produzida em torno CNC.	[52]

2.5.3 Parâmetros e defeitos de fabrico

Para se obter o melhor estado metalúrgico do componente, torna-se vital o controlo rigoroso dos parâmetros de fabrico do mesmo. No fabrico via SLM, são vários os parâmetros passíveis de controlar. À

exceção da sobreposição entre cordões, em termos gerais, as variáveis que irão ter mais influência no comportamento do produto fabricado são descritos pela equação 6.

$$E_d = \frac{L_p}{H_d \times S_s \times L_t} \quad (6)$$

Neste caso E_d , representa a densidade de potência que nos dá a quantidade de energia entregue por unidade de volume, H_d representa a distância entre os cordões, S_s representa a velocidade de passagem do raio laser e L_t representa a espessura de cada camada. Na figura 18, está representado esquematicamente, cada uma destas variáveis [53].

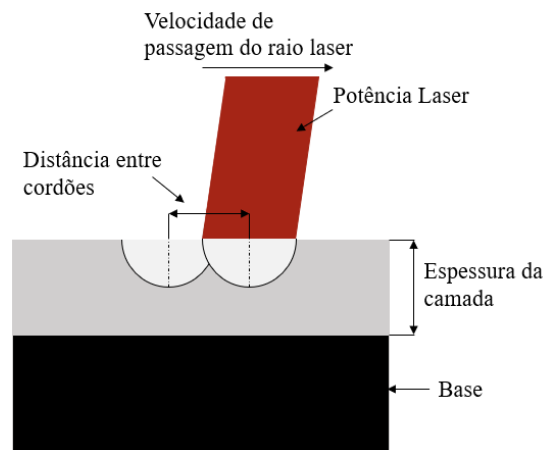


Figura 18- Parâmetros de fabrico do SLM.

Contudo outros fatores também são importantes de ter em conta, caso o objetivo seja reduzir o número de defeitos de fabrico deste processo, são estes: a direção de fabrico, o tipo de pó, desde as suas dimensões, morfologia, presença de contaminações, capacidade de absorção e reflexão, e o tipo de ambiente gasoso, onde estão incluídos o tipo de gás inerte e a pressão e fluxo a que o mesmo é debitado [37].

Todavia, por mais detalhado que seja a monitorização dos parâmetros, os defeitos encontram-se sempre presentes, em maior ou menor quantidade, e têm como consequência a degradação das propriedades mecânicas, do componente concebido. Os mesmos podem ser resumidos à presença de: impurezas, defeitos por falta de fusão, defeitos derivados ao fenómeno keyhole, porosidades gasosas e mau acabamento superficial [37].

Atualmente para o SLM, a grande maioria das impurezas, tem como origem óxidos, onde na maior parte dos casos, encontram-se já contidos na própria partícula de pó, apesar disso, existem outras fontes de contaminação, de acordo com o Liu et al. [54], as impurezas podem surgir devido a salpicos de grandes dimensões, tendo como origem salpicos derivados ao pó, e salpicos derivados ao banho de fusão, tal como representado na figura 19.

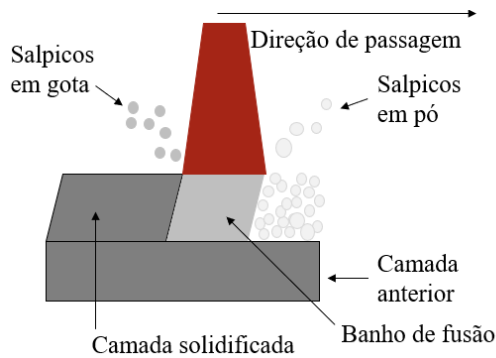


Figura 19- Fenómeno de salpicos.

Como forma de mitigar este tipo de defeitos é importante garantir primariamente uma potência laser adequada, na medida em que vários autores chegaram à conclusão de que com o aumento deste parâmetro, ocorre também o aumento do volume de injeção dos salpicos, resultado principal do aumento da taxa de libertação de vapor metálico e da força de ricochete do laser. Outro parâmetro com grande influência na formação de salpicos, é a velocidade de passagem do scan, uma vez que de acordo com o efeito de Bernoulli, o aumento de velocidade do laser irá provocar um aumento da diferença de pressões, e consecutivo aumento dos Salpicos [37].

Por outro lado, a geometria dos grãos metálicos e a pressão do gás inerte também tem uma grande influência no aparecimento dos salpicos, uma vez que como já demonstrado experimentalmente por Guo et al. [55], e descrito por Yang et al. [37], as partículas esféricas têm uma forte fluidez, e provocam a formação de uma camada habitualmente mais densa, reduzindo assim, este fenômeno de dispersão. No que trata, a pressão do gás inerte, este vai influenciar o modo da projeção das partículas, uma vez que valores grandes de pressão, superam a pressão dos vapores libertados, obrigando a que a coluna de metal gasoso tenha um ângulo mais apertado, e evitando que as partículas do pó sejam expelidas para fora do banho de fusão. O contrário acontece com baixas pressões, onde a coluna de vapores metálicos, irá possuir uma pressão superior à dos gases inertes levando à dispersão de salpicos, inclusive para zonas que ainda nem fundidas estariam, influenciando fortemente o comportamento da camada aquando da sua fusão. Assim com o intuito de prever o comportamento dos salpicos, surgiu o número de Knudsen, representado pela equação 7 [37].

$$Kn = \frac{\lambda}{d} \quad (7)$$

Neste caso d , assume o diâmetro da partícula e λ é a média do caminho livre do gás que é representada pela equação 8 [37].

$$\lambda = \frac{\mu}{P_0} \times \sqrt{\frac{\pi \times k_B \times T}{2m}} \quad (8)$$

Onde μ é a velocidade dinâmica do gás; P_0 é a pressão do gás inerte, m é a massa atômica do gás inerte; k_B é a condutividade térmica; e T é a temperatura do banho de fusão [37].

Na figura 20, encontra-se representado a influência do parâmetro Kn , e respetiva pressão do gás inerte na formação de salpicos durante o processo de fabrico via SLM [37].

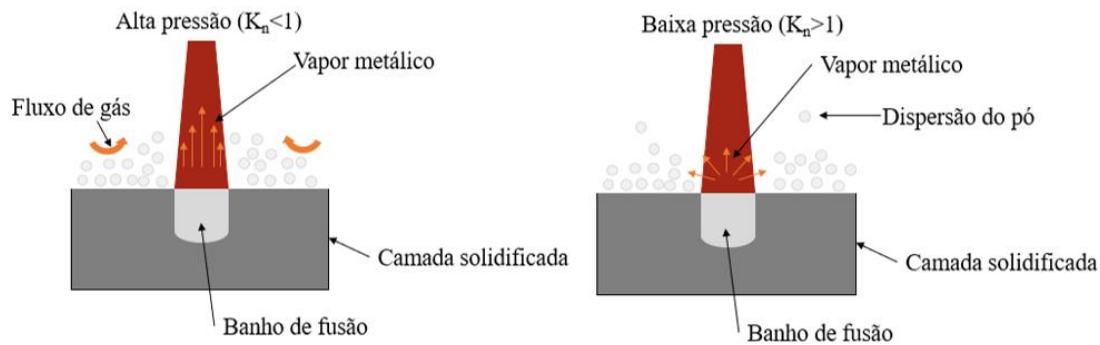


Figura 20- Influência da pressão do gás inerte na dispersão das partículas.

Por outro lado, defeitos como a falta de fusão, têm como origem a não fusão total do pó metálico, que tem como consequência a fraca ligação entre grãos e/ou a existência de partículas do pó que nem sequer se encontram fundidas. Uma das causas deste defeito pode resultar da dimensão do grão do pó, uma vez que foi notado que a densidade relativa do mesmo diminui com o aumento do diâmetro da partícula, o que resulta numa acrescida dificuldade na formação de uma camada [37]. No que trata os parâmetros de fabrico os principais parâmetros que influenciam a falta de fusão são a sobreposição entre cordões, a potência do laser e a espessura de cada camada. Caso a sobreposição entre cordões seja pouco significativa, ou as camadas fabricadas sejam demasiado espessas, é habitual acontecer uma fraca ligação entre partículas metálicas devido à não fusão total do pó. Caso a energia do laser seja insuficiente, poderá não ocorrer a fusão das partículas dando origem a defeitos tal como os representados pela figura 21 .



Figura 21- Componente produzido com uma sobreposição entre camadas de 0%.

Por vezes surgem defeitos de fabrico, derivada à excessiva densidade de potência aplicada durante o processamento de um liga, provocando um fenómeno habitual na soldadura a laser que se denomina de *keyhole*. Durante este fenómeno, a quantidade de energia é tão grande, que provoca a vaporização do metal e consecutiva formação de um canal de plasma, levando a que o banho de fusão atinga profundidades do dobro da dimensão da sua largura. Habitualmente os componentes produzidos sobre este efeito, tornam-se frágeis devido à formação de estruturas martensíticas, que por outro lado, os incapacitam de acomodar tensões residuais, provocadas pelas várias discontinuidades.

Por outro lado, este processo também é muito suscetível à forma como o calor é escoado, podendo haver zonas onde o mesmo se concentra, gerando uma superfície inacabada, cheia de fissuras e com um tom amarelado, no caso da liga de Ti-6Al-4V, como assinalado na figura 22. Podendo este fenómeno ser mitigado com a colocação estratégica de suportes, visto mais à frente no subcapítulo 3.2.3, ou através do uso de geometrias orgânicas como alternativa a componentes maciços, que conduzam a menores concentrações de calor.



Figura 22- Defeito de fabrico relacionado com a má dissipação de calor.

As porosidades, tratam-se de cavidades ocas de reduzidas dimensões, podendo estar distribuídas em todo componente. Estas são os principais defeitos descritos pelos vários autores, e a sua presença possui as mais variadas origens [37]:

- **Falta de fusão:** A insuficiente fusão, principalmente das partículas de grandes dimensões, leva a formação de espaços vazios irregulares entre elas.
- **Fenómeno *Keyhole*:** A excessiva entrega térmica, provoca a vaporização do pó metálico e o respetivo surgimento de espaço livre na matriz metálica.
- **Salpicos:** A presença de porosidades, pode surgir derivados aos salpicos, que acabam por ter uma fraca ligação com o resto da matriz, uma vez que são óxidos, o que levam inevitavelmente ao aparecimento de espaços vazios [56].
- **Características do pó:** (i) As porosidades podem estar contidas inicialmente na partícula; (ii) A evaporação do material volátil, ou expansão de gases retidos, podem provocar a lacuna de material.

No SLM, a própria direção de fabrico irá ter uma forte influência nas características dos componentes, impactando o seu comportamento mecânico. De acordo com alguns investigadores[57], [58] existem 3 fatores principais que podem conduzir, a um comportamento anisotrópico, no processo de fabrico via SLM, estes são: a microestrutura, a direção das porosidades e tensões residuais. A microestrutura da liga de Ti-6Al-4V produzida via SLM, possui uma morfologia diferente dos restantes métodos de fabrico, uma vez que o crescimento do grão é orientado pela direção de fabrico, o que consequentemente vai alterar a forma como se propaga a fenda. As porosidades, por outro lado, também influenciam nas propriedades mecânicas dum componente, no sentido, em que as mesmas são as principais responsáveis, pela degradação do comportamento à fadiga. Estas crescem perpendicularmente à direção de fabrico, o que leva à fragilização

do componente, nesse mesmo sentido. O efeito das tensões residuais, têm como consequência a alteração da tensão local num dado ponto e direção, afetando a velocidade de crescimento de fenda de um provete, podendo provocar a abertura ou o seu fecho [57].

Sun et al. [57], estudaram os efeitos da direção de fabrico da técnica SLM, para uma liga de TC4, no comportamento à tração, à fadiga e ao crescimento de fenda. Para a análise, os autores construíram 3 tipos de provetes distintos para os ensaios de tração e de propagação de fenda, baseados na sua direção de fabrico, 0°, 45° e 90°, tal como pode ser observado nas figuras 23 e 24. Na figura 25, estão representados os 2 tipos de provetes utilizados pelos autores [57] para o estudo do comportamento à fadiga, de acordo, com as direções de fabrico 0° e 90°.

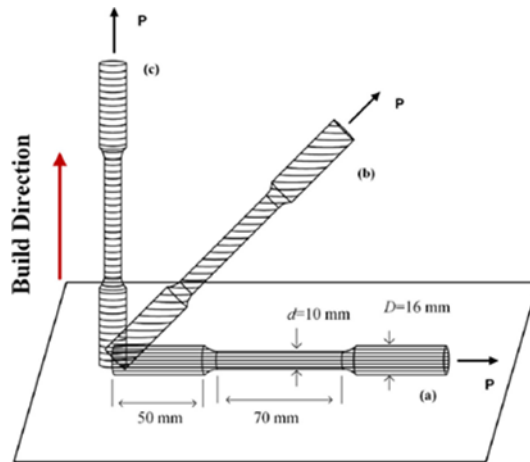


Figura 23- Direção de fabricos dos provetes de tração (ISO 6892-1): (a) amostra a 0°; (b) amostra a 45°; (c) amostra a 90° [58].

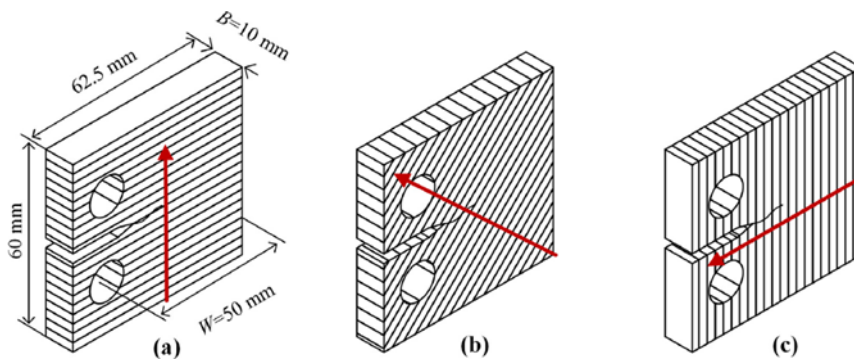


Figura 24- Direção de fabricos dos provetes para análise do crescimento de fenda (ASTM 647) (a) amostra a 0°; (b) amostra a 45°; (c) amostra a 90° [57].

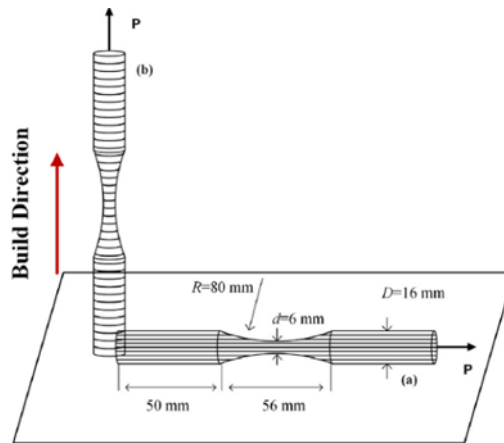


Figura 25- Direção de fabricos dos provetes de Fadiga (ISO 1099): (a) amostra a 0°; (b) amostra a 90° [57].

Os mesmos autores [57], concluíram que para os ensaios à tração uniaxial, no que trata a tensão de rutura, o alongamento, e a velocidade de crescimento de fenda, os melhores resultados foram vistos para as amostras construídas com um ângulo de 45°, contudo o valor mais alto de tensão de cedência foi visto para as amostras onde o ângulo de fabrico foi de 90°. As amostras a 0° foram as que revelaram piores propriedades mecânicas. No que toca os ensaios à fadiga, o maior valor de tensão limite de fadiga observada para os 10^7 ciclos, foi para as amostras com um ângulo de fabrico de 90° [57].

Sun et al. [57] atribuíram esta diferença de valores, aos defeitos de fabrico presentes em cada uma das amostras, tendo-se verificado crescentemente mais defeitos, nos ângulos de fabrico 45°, 90° e 0°, respetivamente.

Ren et al. [58] foram outros autores que também estudaram os efeitos das diferentes orientações de fabrico, no comportamento mecânico de uma liga de Ti-6Al-4V. Para o seu estudo, foram produzidas amostras a partir de um ângulo de 0°, 30°, 45°, 60° e 90°, e foram caracterizados através de um ensaio de tração uniaxial, à fadiga e por medição da densidade relativa das amostras. À semelhança de Sun et al. [57], Ren et al. [58] chegaram à conclusão de que o valor para o qual a tensão de rutura é máxima, provém de um modo de fabrico com uma orientação de 45°, ainda assim o valor para o qual a tensão de rutura atingiu o seu valor mínimo, foi para uma orientação de 90°. No que trata a capacidade de alongamento adquirida pelos autores [58], os resultados experimentais foram, contrários aos obtidos por Sun et al. [57], uma vez que foi observado que a amostra com melhor capacidade de alongamento, se encontrava para uma amostra fabricada com um ângulo 0°, e que este valor, ia diminuindo, até ao ângulo de fabrico de 45° onde foi registado o pior resultado. Por outro lado, no que trata a resistência à fadiga, os resultados revelaram-se também contrários, tendo-se verificado o melhor comportamento para as amostras com um ângulo de fabrico de 0° e o pior para as amostras com um ângulo de fabrico de 90°.

Ao longo dos anos, alguns têm sido os autores, que têm vindo a estudar a alteração de comportamento de uma liga de Ti-6Al-4V, consoante os parâmetros e características do processo. Nas tabelas 14 e 15 e 16, estão retratadas as variáveis mais cruciais na alteração do comportamento da liga, e os valores utilizados pelos autores para o fabrico das mesmas.

Tabela 14- Parâmetros de fabrico utilizados na produção de uma liga de Ti-6Al-4V, parte 1.

Nome dos autores e referência:	Provete	Potência laser (kW)	Espessura da camada (mm)	Distância entre cordões (mm)	Velocidade de Scan (mm/s)	Densidade de potência (J/mm ³)
Ghosh et al. [8]	----- -----	0,280	0,060	0,14	1200	27,70
Gong et al.[59]	OP 1	0,120	0,030	0,1	960	42,00
	MP 2				540	74,00
	MP 3				400	100,00
	MP 4				1260	32,00
	MP 5				1500	27,00
Mazur et al. [60]	----- -	0,175	0,030	0,12	710	68,50
Montalbano et al.[61]	LF3	0,100	0,030	0,14	1200	19,84
	LF2	0,130			1200	25,79
	LF1	0,160			1200	31,75
	EOS	0,280			1200	55,56
	KH1	0,280			800	83,33
	KH2	0,280			600	111,11
	KH3				400	166,67
Cao et al. [62]	S1	0,900	0,100	0,23	1400	28,00
	S	1,000	0,100	0,23	1400	31,10
	M1	0,700	0,050	0,19	1925	38,30
	M	0,800	0,050	0,19	1925	43,70
	M2	0,850	0,050	0,19	1925	46,50
	P	0,350	0,050	0,18	770	50,50
	P1	0,400	0,050	0,18	770	57,70
	P2	0,500	0,050	0,18	770	72,20

Tabela 15 - Parâmetros de fabrico utilizados na produção de uma liga de Ti-6Al-4V, parte 2.

Nome dos autores e referência:	Provete	Potência laser (kW)	Espessura da camada (mm)	Distância entre cordões (mm)	Velocidade de Scan (mm/s)	Densidade de potência (J/mm ²)
Sun et al. [7]	P1	0,050	0,030	0,08	500	41,70
	P2	0,060	0,030	0,08	500	50,00
	P3	0,070	0,030	0,08	500	58,30
	P4	0,080	0,030	0,08	500	66,70
	P5	0,090	0,030	0,08	500	75,00
	P6	0,100	0,030	0,08	500	83,30
	P7	0,110	0,030	0,08	500	91,70
	P8	0,120	0,030	0,08	500	100,00
	P9	0,130	0,030	0,08	500	108,30
	P10	0,140	0,030	0,08	500	116,70
	V1	0,080	0,030	0,08	300	111,10
	V2	0,080	0,030	0,08	400	83,30
	V3	0,080	0,030	0,08	500	66,70
	V4	0,080	0,030	0,08	600	55,60
	V5	0,080	0,030	0,08	700	47,60
	V6	0,080	0,030	0,08	800	41,70
	V7	0,080	0,030	0,08	900	37,00
	V8	0,080	0,030	0,08	1000	33,00
	V9	0,080	0,030	0,08	1100	30,30
	V10	0,080	0,030	0,08	1200	27,80
	H1	0,080	0,030	0,06	600	74,10
	H2	0,080	0,030	0,07	600	63,50
	H3	0,080	0,030	0,08	600	55,60
	H4	0,080	0,030	0,09	600	49,40
	H5	0,080	0,030	0,10	600	44,40
Xu et al. [63]	-----	0,450	0,050	0,15	1200	50,00
Liu et al. [64]	-----	0,500	0,022	0,2	1010	112,50
Liu et al. [65]	P1	0,070	0,030	0,082	620	45,90
	P2	0,079	0,030	0,082	620	51,80
	P3	0,088	0,030	0,082	620	57,70
	P4	0,097	0,030	0,082	620	63,60
	P5	0,106	0,030	0,082	620	69,50
	V1	0,088	0,030	0,082	496	72,12
	V2	0,088	0,030	0,082	558	61,108
	V3	0,088	0,030	0,082	620	57,70
	V4	0,088	0,030	0,082	682	52,45
	V5	0,088	0,030	0,082	744	48,08
Karimi et al. [66]	-----	0,125	0,025	0,06	1000	83,33

Tabela 16- Variáveis utilizadas pelos vários autores na produção de uma liga de Ti-6Al-4V.

Nome dos autores e referência:	Provete:	Dimensão do laser (μm):	Sobreposição entre cordões (%):	Dimensão das partículas do pó (μm):	Porosidade (%):
Ghosh et al. [8]	-----	80	-----	4-40	-----
Gong et al. [59]	OP 1	-----	-----	17-44	0
	MP 2				1
	MP 3				5
	MP4				1
	MP 5				5
Mazur et al. [60]	-----	-----	-----	40	-----
Montalbano et al. [61]	LF3	100	-----	63	8
	LF2				4-6,2
	LF1				1,07
	EOS				0,01
	KH1				0,10
	KH2				1,98
	KH3				4,49
Cao et al. [62]	S1	-----	75%	63	2
	S				1,5
	M1				1,5
	M				0,8
	M2				0,9
	P				0,4
	P1				0,5
	P2				1,3
Sun et al. [7]	-----	60	-----	15-53	-----
Xu et al.[63]	-----	50	75%	20-60	-----
Liu et al. [64]	-----	80	-----	15-50	0,009
Liu et al. [65]	P1	60	-----	6-47	-----
	P2				-----
	P3				-----
	P4				-----
	P5				-----
	V1				-----
	V2				-----
	V3				-----
	V4				-----
	V5				-----
Karimi et al. [66]	-----	-----	-----	31-63	-----

Montalbano et al. [61], estudaram a influência dos defeitos provenientes da falta de fusão, e do fenómeno *keyhole*, no comportamento das ligas de TC4, não tratadas termicamente, tendo avaliando, a tensão de cedência, a tensão de rutura, o alongamento e o módulo de Young para caracterizar cada um dos provetes. Assim foi definido os fenómenos de falta de fusão para valores de densidade de potência entre [0;31,75]. Por outro lado, para valores de]83,33;166,67[foi definido que o provete estava sujeito a um fenómeno *keyhole* (KH). No final do estudo, foi concluído que os defeitos provenientes da falta de fusão são os mais críticos para o comportamento da liga, e que os valores ideais de densidade de potência para

esta liga, são valores próximos de $55,56 \text{ J/mm}^3$ (EOS), havendo correlação com a percentagem de porosidades.

A conclusões semelhantes chegou o Gong et al. [59], que estudou a influência da densidade de potência, no comportamento de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por EBM e SLM, sem qualquer tipo de tratamento térmico. No que trata o SLM os autores variaram a densidade de potência através da alteração da velocidade de scan, e estabeleceram que os provetes estavam num regime de falta de fusão para valores entre $[27;32] \text{ J/mm}^3$ e que para valores de $[74;100] \text{ J/mm}^3$ os provetes encontravam-se sobre o efeito do fenómeno *keyhole*. Gong et al. [59] caracterizaram o comportamento dos provetes através da tensão de cedência, tensão rutura, alongamento, módulo de Young e através da tensão limite de fadiga e chegaram à conclusão, que as porosidades presentes nos provetes sob falta de fusão, são mais críticas para a degradação do comportamento mecânico, do que as porosidades presentes nos provetes que foram fabricados sob o efeito *keyhole*, e que os melhores resultados obtidos foram para o provete fabricado com uma densidade de energia de 42 J/mm^3 (OP1) .

Por outro lado, Cao et al. [62], com o propósito de aumentarem a produtividade na produção de componentes por SLM, estudaram numa liga de Ti-6Al-4V, os ajustes necessários a fazer nos parâmetros de fabrico para que se tenha uma elevada taxa de produção, sem, contudo, comprometer as propriedades mecânicas, tais como a tensão de cedência, a tensão de rutura, a tensão limite de fadiga e o alongamento. Assim, os provetes foram classificados em 3 categorias diferentes, S, M e P consoante a velocidade de scan. Os resultados obtidos, em parte foram semelhantes aos dos restantes autores, no sentido em que o provete com menor percentagem de porosidades, e com melhores propriedades mecânicas, foi o provete sujeito a uma densidade de potência de 50 J/mm^3 (P1). Porém Cao et al. [62] também verificaram algo pouco usual, no sentido em que observaram no provete S1, defeitos devido ao fenómeno de salpicos e do fenómeno *Keyhole*, independentemente de este provete ter sido produzido com o menor valor de densidade de potência. Condição indicativa de que este parâmetro isolado, não é um parâmetro eficaz no fabrico de componentes via SLM.

Sun et al. [7], investigaram os efeitos dos parâmetros de fabrico e dos tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas, mais especificamente a tensão de rutura, o alongamento, a resistência ao impacto e a dureza, de uma liga de Ti-6AL-4V produzida via SLM. Com esse propósito os autores nomearam os provetes consoante o parâmetro que iriam modificar, enquanto mantinham os restantes constantes. P destina-se para os provetes onde o parâmetro a alterar é a potência, V para a velocidade de scan e H para a distância entre centros de cordões. Foi assim, observado por Sun et al. [7] que, no que trata os parâmetros de fabrico, a velocidade e a potência, têm um maior efeito na alteração da densidade relativa, do que a distância entre centros de cordões. À semelhança dos restantes autores, os melhores valores de densidade relativa foram atingidos para valores de densidade de potência de $66,7 \text{ J/mm}^3$ (V3), enquanto o melhor comportamento mecânico foi verificado para valores de densidade de potência de $55,6 \text{ J/mm}^3$ (V4).

Liu et al. [65], basearam a sua investigação no objetivo de melhorar a ductilidade e resistência mecânica, de um provete de Ti-6Al-4V, sem tratamento térmico, utilizando, para o efeito, valores de densidade de energia, considerados pelos restantes autores otimizados ou perto do ótimo. Para a experiência, foram produzidos dois grupos de provetes, P para os provetes onde a variável de estudo era a potência do laser e

V para os provetes onde a variável de estudo era a velocidade de fabrico. Os autores concluíram a partir dos ensaios, que os provetes para qual essa combinação foi otimizada, tratava-se dos provetes P2 e V5.

Mazur et al [60]. e Xu et al. [63], utilizaram valores de densidade de potência de 50 e 68,5 J/mm³, respetivamente, nas suas investigações, na liga de Ti-6Al-4V. Enquanto Mazur et al. [60] estudaram o comportamento da mesma em treliças avaliando a sua capacidade de deformação e os seus modos de falha, Xu et al.[63] tiveram como objetivo o desenvolvimento de um novo modelos de previsão à fadiga que descrevesse o comportamento TC4. Ambos os autores após uma análise micrográfica encontraram defeitos por falta de fusão, do quais os mesmos afirmam ser um fenómeno impossível de evitar.

Por outro lado, Ghosh et al. [8] e Liu et al. [64], usaram parâmetros de fabrico distintos dos valores que os restantes autores mencionados, consideraram ótimos, 27,70 e 112,50 J/mm³, respetivamente. Ghosh et al. [8] estudaram os efeitos do comportamento à fluência de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por SLM e tratada termicamente, enquanto Liu et al. [64] estudaram os efeitos dos defeitos no comportamento desta liga, à rutura e à fadiga para um regime de altos ciclos. Curiosamente este último autor mencionado, contrariamente ao expectável, encontrou nos provetes defeitos por falta de fusão.

2.5.4 Características mecânicas e microestruturais da liga de Ti-6Al-4V produzida via SLM

Na tabela 17 encontram-se os valores obtidos pelos vários autores, no que trata as propriedades mecânicas de uma liga de Ti-6Al-4V, sem tratamento térmico, produzida via SLM. Para o efeito, os valores retirados foram baseados nos provetes com melhores propriedades mecânicas, tendo por base as conclusões dos autores ou as propriedades, que mais beneficiam as aplicações típicas desta liga que se trata da: tensão limite de fadiga, tensão de rutura, tensão de cedência, dureza e alongamento. É de notar que na tabela 17 pode-se também encontrar a tensão de fadiga de 1º patamar, que teve como objetivo perceber a que valores de tensão e ciclos é esperado um provete fraturar, para balizar os valores dos ensaios à fadiga, descritos posteriormente no subcapítulo 3.5.2.

Na tabela 18, estão retratados, os valores obtidos pelos diversos investigadores, tendo-se privilegiado os provetes que maiores semelhanças vão ter, com os provetes ensaiados, ou seja sem tratamento térmico. Todavia, devido à pouca informação, foram também utilizados como referência de comportamento, os autores que realizaram ensaios de propagação do crescimento de fenda, para ligas de Ti-6Al-4V, tratadas termicamente. Nesta tabela estão representadas as variáveis R que representa a razão de tensões, C, m, que são representativas das propriedades do material e ΔK_{th} , que representa a variação do valor de intensidade de tensões no limiar da propagação.

Pelas tabelas 17 e 18, constata-se que existe alguma dispersão entre os valores. Havendo duas causas principais para esta variação, os defeitos de fabricos, vistos no subcapítulo 2.5.3, e a microestrutura, que é altamente influenciável pelos parâmetros de processamento.

Tabela 17- Propriedades mecânicas e à fadiga, de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida via SLM, maquinados e sem tratamento térmico.

Nome dos autores e referência:	Provete:	Tensão de cedência (MPa):	Tensão de rutura (MPa):	Tensão limite de fadiga (MPa):	Tensão de fadiga (1° patamar) (Mpa):	Módulo de Young (GPa)	Alongamento (%):	Dureza (HV):	Ano:
Ghosh et al. [8]	-----	1020	1044	----- --	-----	-----	4,5	-----	2022
Gong et al. [59]	OP 1	1098	1237	350 (10 ⁷)	650 (1,5x10 ⁴)	109	8,8	387	2015
Cao et al. [62]	P	1070	1250	----- --	----- ---	-----	4,0	375	2017
Sun et al. [7]	V3	-----	1199	----- --	----- ---	-----	9,5	330	2021
Liu et al. [64]	-----	940	1060	350 (10 ⁷)	----- ---	-----	19,6	-----	2020
Liu et al. [65]	P2	-----	1130	-----	700 (3x10 ⁴)	-----	10,5	-----	2019
Yin et al. [67]	0°	-----	-----	420 (10 ⁶)	800 (3x10 ⁴)	-----	-----	375,1	2022
Masuo et al. [68]	-----	-----	1176	370 (10 ⁶)	620 (4x10 ⁴)	-----	14	-----	2018
Sun et al. [57]	45°	1049	1134	----- --	----- ---	111,55	3,7	-----	2019
	0°	900	1080	----- --	----- ---	113,26	9,2		
Karimi et al. [66]	SM	1162	1404	----- --	----- ---	-----	22	406	2023
Xu et al. [63]	0°	906	1043,4	439 (10 ⁶)	750 (2x10 ⁴)	109,1	15,4	375	2021
Murakami et al. [69]	-----	-----	-----	370 (10 ⁷)	630 (4x10 ⁴)	-----	-----	379	2021

Tabela 18- Propriedades relativas ao crescimento de fenda de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida via SLM, e respectivas variáveis .

Nome dos autores e referências:	Provette:	Tratamento térmico:	R:	Frequência (Hz):	C (10 ⁻⁹):	m	ΔK_{th} (MPa. \sqrt{m}):	Ano:
Leuders et al. [70]	-----	Nenhum	0,1	10	-----	-----	1,7	2014
Jesus et al. [71]	-----	Alívio de tensões	0,05	10	3,085	3,011	8	2020
Wang et al. [72]	-----	Nenhum	0,1	-----	6,53	2,585	6,663	2022
Rans et al. [73]	0°	Alívio de tensões	0,1	10	0,0674	1,85	-----	2018
	30°				0,273	1,47		
	45°				0,318	1,45		
	60°				0,231	1,56		
	90				0,0966	1,80		
Greitemeier et al. [74]	-----	Recozimento	0,1	10	-----	-----	3,2	2017
Wycisk et al. [75]	-----	Nenhum	0,1	10	-----	-----	3,48	2014

Enquanto habitualmente para uma liga de Ti-6Al-4V produzida pelos métodos fabricos convencionais, podemos encontrar uma microestrutura predominantemente constituída por duas fases estáveis α - β . As ligas produzidas por SLM, sem tratamento térmico, devido às elevadas taxas de arrefecimento, > 410 °C/s, irão ser constituídas maioritariamente por uma fase meta estável α' , vista no subcapítulo 2.2 por uma fase α muito fina e por uma fase β residual [65], [66], [70].

Leuders et al. [70], num estudo à cerca do comportamento mecânico de uma liga de TC4, à fadiga e à fratura, investigou a influência que a microestrutura tinha no seu desempenho. O mesmo observou que após o processamento da liga, e sem a aplicação de qualquer tipo de tratamento térmico, o provete era constituído por uma estrutura predominantemente martensítica (α'), com a existência de alguns grãos na fase α e umas nanopartículas na fase β . Apesar de tudo revelou-se influenciável pelos tratamentos térmicos, ocorrendo um crescimento dos grãos na fase α , e um aumento da fase β entre os limites de grão, apesar da sua baixa concentração, tal como pode ser observado na figura 26.

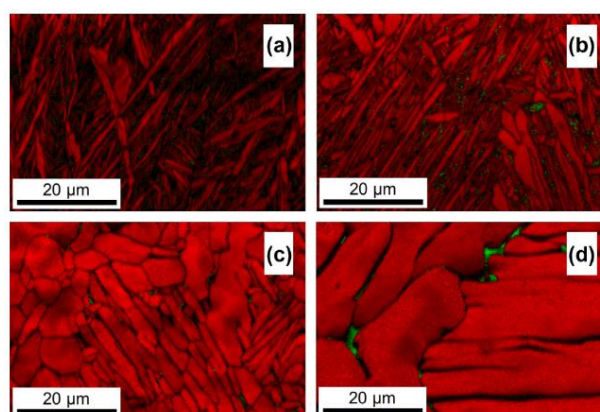


Figura 26- Fração de fases com diferentes parâmetros de processamento[70].

Os autores [70], concluíram que em relação à microestrutura, o crescimento da fase β tem uma ótima influência, no aumento da ductilidade do provete, mas que a percentagem desta fase era muito residual, devido à existência de uma grande percentagem de elementos estabilizadores da fase alfa (oxigénio e hidrogénio). Por outro lado, no que trata o comportamento à propagação de fenda, Leuders et al. [70], admitem um aumento do valor de K_{th} com a aplicação de tratamentos térmicos.

Liu et al. [65], na sua pesquisa para a obtenção da melhor relação resistência mecânica/ductilidade, já mencionando no subcapítulo 2.5.3, fizeram uma análise da microestrutura dos diferentes provetes. O autor reparou que, o provete com melhores propriedades mecânicas, encontrava-se com uma percentagem de fase α e α' , de 69,8 e 30,2%, respetivamente, e apresentando uma percentagem muito residual da fase β . Na tabela 19 é possível observar as diversas percentagens da fase α e α' obtidas pelo autor.

Tabela 19 - Fração de fases com diferentes parâmetros de processamento.

Fase:	P1	P2	P3	P4	P5	V1	V2	V3	V4	V5
α' (%)	24,5	30,2	36,5	49,8	53,6	46,3	36,0	36,5	33,8	32,5
α (%)	75,7	69,8	63,5	50,2	46,4	53,7	64,9	63,5	66,2	67,5

Karimi et al. [66], por outro lado, no seu trabalho de investigação, teve como objetivo o estudo das múltiplas passagens do laser, no processo SLM, com o intuito de tentar manipular o comportamento anisotrópico e heterogéneo de uma liga de Ti-6Al-4V. Para o efeito os autores [66] produziram 3 grupos de provetes, SM para o grupo onde apenas se verificou uma única passagem laser, TM foi atribuído ao grupo onde houve 3 passagens e HT para os provetes tratados termicamente. As conclusões retiradas por Karimi et al. [66], foram bastante interessantes, uma vez que os autores com a repetição sucessiva da passagem do Laser no processo de fabrico SLM, apesar de não terem conseguido eliminar a anisotropia e heterogeneidade do processo devido à presença de tensões residuais, conseguiram através do aumento da temperatura máxima habitual, um aumento da taxa de arrefecimento e o consecutivo, aumento a rigidez do material, à custa da perda de tenacidade, subindo o valor da tensão de cedência, de rutura e dureza. Outro efeito observado pelos autores [66], trata-se da alteração da microestrutura, uma vez que foi relatado através da análise pelo microscópio eletrónico de varrimento, uma aproximação das agulhas típicas da estrutura martensítica α' , com o aumento do número de passagens e o consecutivo aumento da homogeneização da dureza no provete, retratado pela figura 27.

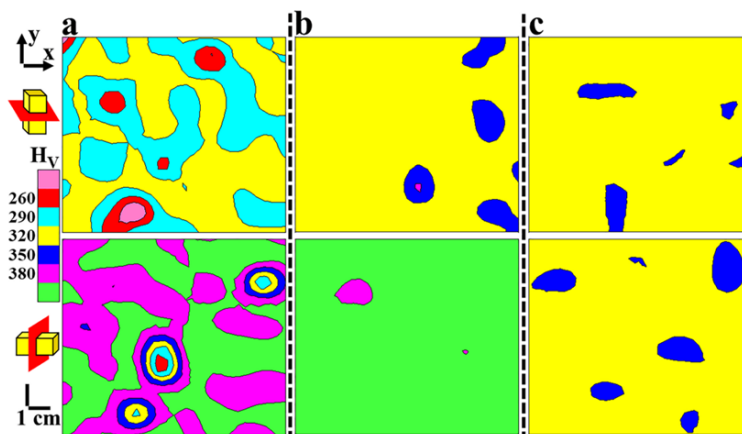


Figura 27- Distribuição da dureza na secção transversal e longitudinal, respetivamente: (a) SM; (b) TM; (c) HT [66].

Rans et al. [73], estudou a influência do ângulo de fabrico e dos tratamentos térmicos, no comportamento à propagação de fenda. Neste ensaio os autores, indicam que após o tratamento térmico para alívio de tensões, ou por pressão isostática a quente, ocorreu a decomposição da $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$, podendo-se observar um grão mais grosseiro na fase α para o tratamento por pressão isostática a quente tal como representado na figura 28.

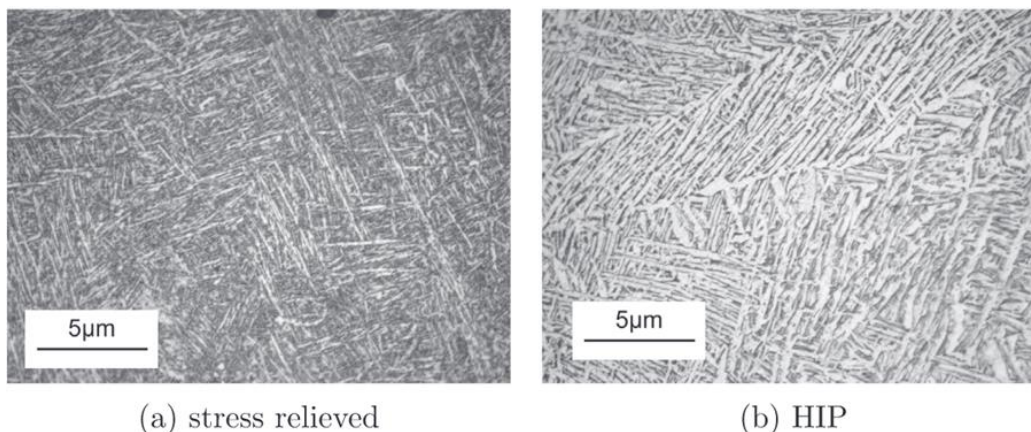


Figura 28 - Microestrutura de uma liga de Ti-6Al-4V: a) tratamento térmico para alívio de tensões, b) Tratamento por pressão isostática a quente [73].

No que trata dos ensaios de propagação, as conclusões a que os autores chegaram foram bastante interessantes, Cao et al. [76], observaram que a abertura de fenda será sempre mais lenta na primeira e segunda fase na curva da/dN, para uma direção de propagação paralela à direção de fabrico (0°), devido ao facto de a fenda ser defletida e ramificada pelos limites de grão, justificando a anisotropia associada ao processo.

Rans et al. [73], por outro lado, não verificou o mesmo, onde segundo os resultados obtidos, não existe qualquer tipo de diferença no comportamento à propagação de fenda, quer segundo a orientação de fabrico, quer segundo o tratamento térmico aplicado.

Greitemeier et al. [74], no seu estudo do comportamento de uma liga de Ti-6Al-4V produzida via EBM e por SLM adverte na sua conclusão de que o crescimento da fenda, é em parte influenciável pela rugosidade dos provetes, uma vez que segundo os autores a mesma provoca um fenómeno de fecho de fenda do limiar da propagação.

Wang et al. [72], sob outro enfoque, estudaram a variação do fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga, ΔK_{th} , com a variação da temperatura, para uma liga de Ti-6Al-4V, produzida via SLM. Os autores repararam que tendencialmente, a resistência à fratura do material vai diminuindo com o aumento da temperatura. Todavia este fator, não tem tanto significado no parâmetro m da lei da Paris, onde é declarado que o mesmo se mantém praticamente constante, indicando que a propagação da fenda na fase II é independente da temperatura.

Noutro prisma, Jesus et al. [71], investigou os efeitos da corrosão no crescimento de fenda de uma liga de TC4, produzida via SLM. Foi notado nesse estudo que o ambiente corrosivo possui efeitos significativos no comportamento desta liga, produzida por este novo processo de manufatura, tendo sido constatado uma redução da resistência do material à nucleação da fenda e consequentemente um aumento da velocidade de propagação da mesma.

2.6 Modelos de Previsão

2.6.1 Modelos de previsão da Tensão limite de fadiga:

Desde o fim do século 20, muito tem sido o desenvolvimento, do conhecimento científico acerca dos fenômenos de fadiga dos materiais, uma vez que este é principal motivo de falha dos componentes na indústria. Habitualmente pensava-se que a propriedade que mais importância tinha neste tipo de comportamento, era a tensão de cedência, uma vez que esta nos dita o valor para o qual os grãos do componente, começam a escorregar, contudo, as correlações entre estes dois fatores não se demonstravam eficazes o suficiente, tendo-se obtido melhores resultados com o relacionamento da tensão rutura e da dureza do material [77].

Murakami et al. [78] baseando-se na premissa de que o início da propagação de uma fenda, não dependia das tensões mas sim do valor da variação de intensidades de tensões, e aproveitando os principais testes que se faziam na indústria que consistem nos ensaios de dureza, e os ensaios de inspeção de defeitos não destrutivos, formulou a equação 9, que de uma forma simples, relaciona a dureza e a área dos defeitos geométricos do componente com o valor da variação da intensidade de tensão no limiar de propagação da fenda.

Quando $\sqrt{area} < \sqrt{area_{transição}}$ e $R = 1$

$$\Delta K_{th} = 3,3 \times 10^{-3} (Hv + 120) (\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \quad (9)$$

Todavia, foi observado que para um determinado valor de defeito de área, o valor de ΔK_{th} , mantêm-se constante, havendo uma clara alteração de comportamento dependendo do valor da \sqrt{area} . Assim foi definido um valor de $\sqrt{area_{transição}}$, diferente para cada material, que irá distinguir, uma fenda de dimensões pequenas de uma fenda de dimensões grandes, aparecendo a equação 10 [78].

Quando $\sqrt{area} > \sqrt{area_{transição}}$ e $R = 1$:

$$\Delta K_{th} = Constante \quad (10)$$

Posteriormente utilizando as equações da mecânica da fratura linear elástica e baseando-se na equação 9, Murakami, relacionou a dureza e a área de defeito do exemplar, com a tensão limite de fadiga, aparecendo a equação 11, que acaba por ser mais prática e cómoda para os projetistas da indústria. Nesta estão incluídos todos os pequenos defeitos e fendas superficiais [77].

$$\sigma_w = 1,43 (Hv + 120) / (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (11)$$

Todavia algumas modificações tiveram de ser feitas á equação 11, com o intuito de considerar os efeitos das inclusões. Assim Murakami et al. [78], propôs que a \sqrt{area} terá de ser adaptada para incluir, a área fragilizada à volta da inclusão, sugerindo uma forma elíptica e dando origem a uma relação $area^* = 1,137 area$.

Por outro lado, os autores [78], [79] repararam, que a localização dos defeitos, fendas e inclusões vão ter diferentes efeitos no comportamento dos componentes havendo uma interdependência entre ambos, aparecendo as equações 12 e 13, para uma posição interior e subsuperficial respectivamente[77].

$$\sigma_w = 1,56(Hv + 120)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (12)$$

$$\sigma_w = 1,41(Hv + 120)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (13)$$

No caso dos aços de alta resistência mecânica, a sua resistência á fadiga depende em muito da existência de inclusões na matriz metálica sendo difícil de estabelecer um valor numérico definitivo, assim foi proposto o estabelecimento de dois patamares um superior e outro inferior.

O patamar inferior é representado pela equação 13, onde as inclusões têm o efeito mais prejudicial, no comportamento à fadiga, e o patamar superior é definido pela equação 14, que assume a inexistência de inclusões [77].

$$\sigma_w = 1,6Hv \quad (14)$$

Porém, ainda faltava um efeito ser considerado, uma vez que todas as equações deduzidas, eram baseadas em dados experimentais quando R=1, estando representado o cálculo da razão de tensões pela equação 15 [77]:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (15)$$

Não podendo desprezar o efeito da razão de tensões, Murakami adaptou as equações 11, 12 e 13, dando origem à equação 16 [77].

$$\sigma_w = \frac{A(Hv+120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \times \left(\frac{R-1}{2}\right)^{\alpha} \quad (16)$$

Tabela 20- Valor da constante A, de acordo com a localização do defeito

Valor de A:	Tipo de defeito/fendas:
1,43	Superficial
1,41	Subsuperficial
1,56	Interior

A partir da equação 17 foi possível determinar o valor de α , através da análise da tensão limite de fadiga de dois aços com durezas diferentes, tendo-se chegado à conclusão que este parâmetro era fracamente influenciável pela dureza dos provetes surgindo a equação 17 [77].

$$\alpha = 0,226 \times Hv \times 10^{-4} \quad (17)$$

Em 2009 Beretta et al. [80] num artigo sobre a modelação da fadiga no limiar da propagação num aço macio, A1N, através do modelo “*Strip-Yield*”, estudaram a aplicabilidade do modelo proposto por El-Haddad et al. [81], na previsão de vida à fadiga e do fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga. Para o efeito foi utilizado o termo \sqrt{area} , dos parâmetros de Murakami aparecendo a equação 18.

$$\text{Se } \sqrt{area} < 10\sqrt{area_0}: \quad \Delta\sigma_w = \Delta\sigma_{w0} \times \sqrt{\frac{\sqrt{area_0}}{\sqrt{area_0} + \sqrt{area}}} \quad (18)$$

Nesta equação o termo $\Delta\sigma_{w0}$ é a variação da tensão limite de fadiga para provetes sem defeitos, e o termo $area_0$ provem da área de defeito crítica calculada pela mecânica da fratura linear elástica, que utiliza o Y , para ter em conta a geometria da fenda. Esta equação da mecânica da fratura linear elástica, encontra-se representada pela equação 19 [82].

$$area_0 = \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y\Delta\sigma_{w0}}\right)^2 \quad (19)$$

Os autores [80], concluíram que o modelo prevê com eficácia a redução da variação $\Delta\sigma_w$, nos provetes de aço A1N.

Em 2014 Tajiri et al. [83], estudaram os efeitos dos defeitos distribuídos ao longo de 3 provetes de uma liga de alumínio A356, produzida via fundição. Para o efeito o autor utilizou o modelo proposto por Ueno et al. [84], representado pelas equações 20 e 21, que sugeriram a modificação das equações de Murakami, no seu estudo perante a presença de defeitos artificiais, também numa liga de alumínio produzida por vazamento.

$$\text{Se } \sqrt{area} < 1400 \mu\text{m} \quad \sigma_w = 1,43(Hv + 75)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (20)$$

$$\text{Se } \sqrt{area} > 1400 \mu\text{m} \quad \sigma_w = 1,43(Hv + 450)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \quad (21)$$

Contudo, os autores [83] durante os ensaios mecânicos obtiveram, resultados de tensão limite de fadiga, diferentes dos obtidos pelos modelos, levando a que o mesmo fizesse uma ligeira adaptação ao modelo. Na figura 29 é possível observar os defeitos 1, 2, 3, **a** e **b**. De acordo com Murakami se a distância entre as \sqrt{area} dos defeitos 1 e 2 for inferior à \sqrt{area} dos respetivos, então estes defeitos combinam-se surgindo o defeito III. Porém Tajiri et al. [83] propuseram que caso a distância entre **a** no envolvimento I, e **b** no envolvimento II, fosse superior à área de **a** e **b**, então os envoltimentos I e II não se combinavam. Foi observado que o método proposto de contabilização de área de defeito, permitia a obtenção de resultados mais próximos dos valores experimentais [83].

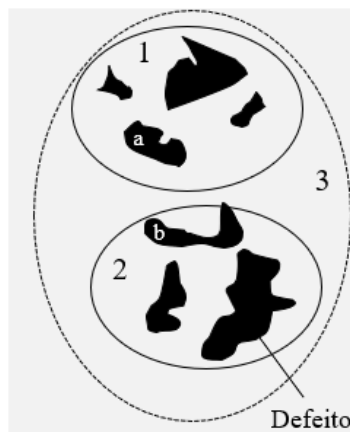


Figura 29- Exemplo ilustrativo da contabilização dos defeitos.

Masuo et al. [68], em 2018, fizeram um estudo da influência dos defeitos, das rugosidades e do tratamento térmico por pressão isostática a quente, no comportamento à fadiga de uma liga de Ti-6Al-4V,

produzida por DMLS e EBM e para o efeito utilizaram as equações 11 e 14 para definir os limites superiores e inferiores, respetivamente, do comportamento da mesma. Os autores chegaram à conclusão de que o comportamento à fadiga dos provetes tratados superficialmente e por pressão isostática a quente, consegue ser previsto eficazmente pela equação 14, tendo-se verificado uma grande proximidade entre ambos os valores, indicando que o efeito dos defeitos é pouco significativo para o comportamento dos mesmos. Por outro lado, a tensão limite de fadiga obtida pela equação 11, demonstrou ter uma boa correlação com o comportamento dos provetes, apenas polidos quando adaptado o cálculo da área para área efetiva.

Foi assim concluído por Masuo et al. [68], que as equações de Murakami preveem eficazmente o comportamento à fadiga da liga TC4 produzida por manufatura aditiva, porém as mesmas demonstraram-se inválidas para provetes que não tenham sido maquinados, uma vez que através da estimativa da \sqrt{area} da rugosidade superficial, a partir da equação 11, obteve-se um valor superior aos 1000 μm que significa já não se está a tratar de um fenómeno de pequenas fendas. É ainda importante de notar no alerta deixado pelos autores [68], relacionado com o valor da constante 120, utilizada na equação 11, uma vez que a mesma, representa a suscetibilidade de fecho de fenda, para metais tipicamente macios, devendo este valor variar consoante o material [68].

Outros autores, têm vindo a utilizar as equações propostas por Murakami, na previsão da tensão limite de fadiga. Matsunaga et al. [85], por exemplo, estudou o comportamento à fadiga de uma liga de Ti-6Al-4V, com diferentes microestruturas, na presença de defeitos artificiais. Para o efeito foram utilizados dois grupos de provetes, onde o primeiro grupo, era constituído por furos artificiais pós processados, por forma a eliminar qualquer tipo de irregularidades na periferia, como algum tipo rebarba ou de pré fenda. Enquanto o segundo grupo, era constituído por furos artificiais não processados. Após os ensaios á fadiga, várias foram as conclusões retiradas pelos autores [85], a mais relevante, trata-se da severidade da existência de uma pré fenda ser maior, para o segundo grupo, tendo sido relatado, valores de tensão de limite de fadiga 20~60 MPa inferiores, aos do primeiro grupo, apesar da mesma área de defeito, que por outro lado, demonstrou uma melhor adequação da equação 11 na previsão da tensão limite de fadiga para o grupo 2.

É ainda importante de notar que para valores de \sqrt{area} iguais a 448 e 925 μm , o autor considerou que a fenda se encontrava numa zona de transição entre uma fenda de grande e pequenas dimensão, e por tanto a previsão para comportamento á fadiga se demonstrou pouco conservativa [85].

Em 2022, Morgado et al. [86], fizeram um estudo dos modelos de previsão do limite à fadiga, para uma liga de alumínio 6060 produzida por extrusão, e para o efeito compararam os modelos propostos por Murakami, Ueno e Schönbauer. Após a análise das respetivas equações, os autores [86] chegaram à conclusão de que nenhum dos modelos era válido para uma liga de alumínio 6060 extrudida, havendo erros de valor superior a 5%, do qual os autores consideraram inadmissíveis tendo proposto as equações 22, 23, para o caso das ligas tratadas termicamente por T1 e as equações 24 e 25 para o caso das ligas tratadas termicamente por T4.

$$\sigma_w = 0,55(Hv + 390)(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (22)$$

$$\sigma_w = \frac{0,61(Hv+424,78)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \times \left(\frac{R-1}{2}\right)^{\alpha} \quad (23)$$

$$\sigma_w = 1,53(Hv + 150)(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (24)$$

$$\sigma_w = \frac{1,70(Hv+163,07)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \times \left(\frac{R-1}{2}\right)^{\alpha} \quad (25)$$

Mais, recentemente, Yin H. e Li P. [67], estudaram a aplicabilidade de um modelo de uma curva S-N, aplicado a uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por SLM, e representada pela equação 26.

$$\text{Se } \sigma \geq \sigma_w : \quad N_F = \frac{C}{(1-\frac{\sigma_w}{\sigma})^{2b \times (b-1)}} \times \frac{1}{(\sqrt{area_{media}})^{b-1}} \quad (26)$$

Nesta equação N_F é o número de ciclos a que provete está sujeito, $\sqrt{area_{media}}$ representa a área média de defeitos e as variáveis b e C representam constantes do material, que podem ser calculadas a partir do método dos mínimos quadrados, dos dados adquiridos experimentalmente.

Para completar o modelo, é determinado o valor da raiz quadrada do defeito, para quando a densidade de probabilidade da área de defeito, assumindo uma distribuição de Weibull, é $R(x)=5\%$ e $R(x)=95\%$, respetivamente. Usando o modelo proposto os autores [67] parametrizaram o valor da tensão limite de fadiga, para um valor máximo e mínimo, como representado na figura 30, uma vez que foi reportado a existência de uma grande dispersão de valores [63], [67].

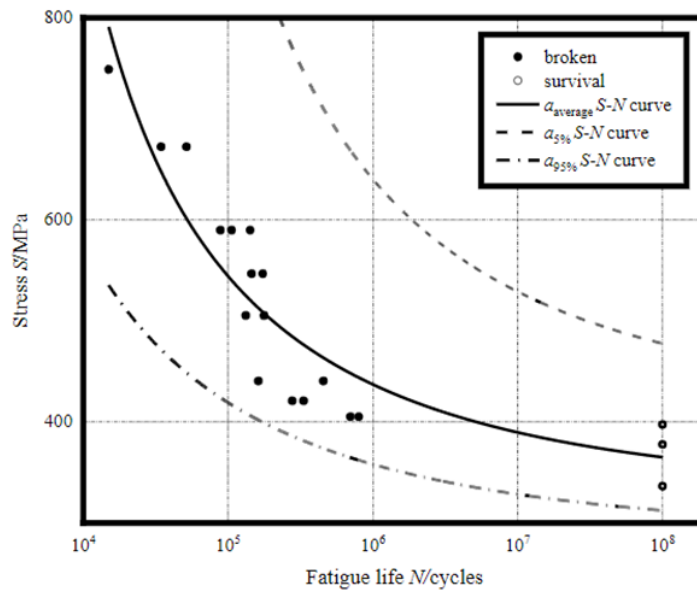


Figura 30 - Curvas S-N do Ti-6Al-4V, baseadas na equação 26 [67].

De acordo com os autores Yin H. e Li P. [67], e com os resultados observados, conclui-se que a equação de Murakami, é válida, para o cálculo de σ_w , e que o próprio modelo em si, é bastante adequado, aparecendo um modelo que se baseia na propagação da fenda derivado aos poros presentes na microestrutura.

Xu et al. [63], no seu estudo relacionado com o mecanismo de crescimento de fenda, para uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por SLM, desenvolveu um modelo de previsão, baseado nas equações de Murakami, e representado pela equação 27, que considera a pressão como um dos fenómenos que influênciam o valor de ΔK_{th} , explicando a diferença de velocidades de propagação entre fendas interiores e exteriores, para além do fenómeno de fecho de fenda [87].

$$\sigma_w = \frac{10^{\log(0,38 \times (\log P_{surf} - \log P_{int})) - 0,33 \times (\log 1000 - \log \sqrt{area}) + 3,30 \times 10^{-3} (HV + 120) / (\sqrt{area})^{\frac{1}{3}}}}{\left(\frac{R_s - h}{R_s}\right) \times (\pi \sqrt{area})^{\frac{1}{2}}} \quad (27)$$

Nesta equação aparecem novas variáveis, diferentes das propostas no modelo de Murakami como por exemplo, a pressão superficial e a pressão interior na frente de fenda, representadas respetivamente, pelas variáveis P_{surf} e P_{int} , a distância entre o defeito interior e a superfície, h e o raio de fratura na superfície do provete, representado pela letra R_s .

Foi então concluído pelo autor que de acordo com os resultados, o modelo proposto na equação 27, conseguiria prever eficazmente a tensão limite de fadiga, de fraturas iniciadas por defeitos internos inerentes ao processo de fabrico por manufatura aditiva.

2.6.2 Modelos de previsão do fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga

Os modelos de previsão do fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga, são outro tipo de modelos que permite determinar as condições de serviço a que um componente pode estar sujeito, sem que ocorra a sua destruição. Ao contrário dos modelos de previsão baseados na tensão limite de fadiga, este tipo de modelos usa como referência, o valor da intensidade de tensões, que irá ditar o início da propagação da fenda.

Como referido no subcapítulo 2.6.1, Murakami, foi o autor da dedução da equação 11, tendo-se o mesmo, baseado numa equação prévia, representada pelo número 9, deduzida a partir da recolha de dados experimentais que demonstraram uma clara relação entre ΔK_{th} e a \sqrt{area} [77].

$$\Delta K_{th} = C1(Hv + C2)(\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \quad (28)$$

Na equação 28, C1 e C2 são constantes independentes do material, podendo as mesmas ser determinadas aplicando o método dos mínimos quadrados, nos dados que relacionam ΔK_{th} e a \sqrt{area} . Habitualmente C1, assume os valores representados na tabela 21, enquanto C2 é habitualmente igual a 120 [77].

Tabela 21- Valor da Constance C1 de acordo com o tipo de defeitos.

Valor de A:	Tipo de defeito/fendas:
$3,3 \times 10^{-3}$	Superficial
$2,77 \times 10^{-3}$	Interior

Há medida que os anos foram passando, muitos têm sido os investigadores que têm utilizado os modelos deduzidos por Murakami nos seus trabalhos. Em 2003, Matsunaga et al. [85], estudaram o efeito da presença de um defeito, como uma pré fenda, ou uma rebarba, na periferia de um furo artificial para uma liga, produzidos em TC4, com diferentes microestruturas. Para o estudo, foram produzidos dois grupos de provetes, no primeiro grupo, as amostras apenas continham um furo artificial, cada um com dimensões diferentes, por outro lado, no grupo 2 os furos das amostras, eram acompanhados de defeitos na periferia, apesar de área igual. Após a análise dos resultados Matsunaga et al.[85] chegaram á conclusão que a equação 9, adequa-se melhor para defeitos com rebarba, como pode ser observado imediatamente da figura 31.

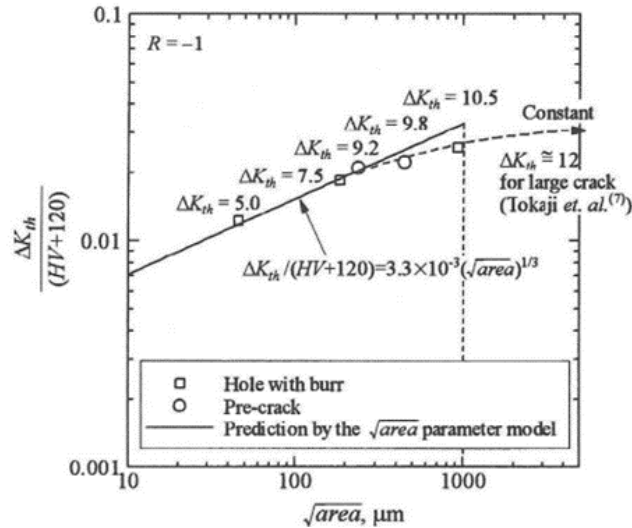


Figura 31- Relação entre ΔK_{th} e \sqrt{area} de defeito de uma liga de Ti-6Al-4V [85].

Na figura 31, é possível observar algumas das conclusões retiradas pelos autores [85], principalmente no que toca a adequação dos pontos experimentais, com o modelo de previsão de Murakami, até um valor de $\sqrt{area} = 500 \mu m$. A partir desse valor, entramos na transição entre fenda grande e fenda pequena, onde há uma estabilização do valor de ΔK_{th} para uma constante de $12 \text{ Mpa} \cdot \sqrt{m}$.

No estudo de Beretta et al. [80] em 2009, descrito no subcapítulo 2.6.1 os autores também utilizaram uma adaptação das equações de El-Haddad [81], para a previsão da intensidade de tensões no limiar da fadiga. Contrariamente à equação 18, a equação 28, previu perfeitamente o valor da intensidade de tensões no limiar da propagação [80].

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,LC} \times \sqrt{\frac{\sqrt{area}}{\sqrt{area} + \sqrt{area_0}}} \quad (28)$$

Na equação 28 aparece um novo termo, $\Delta K_{th,LC}$, que se designa à variação do fator de intensidade de tensões no limiar da propagação para fendas de grandes dimensões, que assume um valor constante.

Em 2014 Ueno et al. [88], num estudo dedicado aos efeitos que os defeitos de fabrico poderiam ter numa liga de alumínio fabricada por fundição, propuseram uma modificação da equação 9 de Murakami, surgindo as equações 29 e 30. É de notar, que o valor da área proposto pelo autor se baseia no efeito de um defeito artificial [88].

$$\text{Se } \sqrt{area} < 1400 \mu m: \quad \Delta K_{th} = 3,3 \times 10^{-3} (Hv + 35) (\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \quad (29)$$

$$\text{Se } \sqrt{area} > 1400 \mu m: \quad \Delta K_{th} = 3,3 \times 10^{-3} (Hv + 420) (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (30)$$

Masuo et al. [68] em 2018, estudaram a influência dos defeitos, rugosidades e do tratamento térmico por pressão isostática a quente, no comportamento à fadiga de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por EBM e DMLS. Neste estudo Masuo et al. [68], também tentaram validar os modelos propostos por Murakami, equação 9, aplicando-a apenas aos provetes que não sofreram tratamento térmico. Os autores [68], chegaram a conclusões semelhantes a Matsunaga et al. [85], afirmando inclusive que os resultados eram consistentes, com os resultados obtidos em 2003.

Em 2020, Liu et al. [64], estudaram o efeito dos defeitos no comportamento à tração e à fadiga, de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida via SLM. Para o efeito os autores, tentaram validar o modelo de previsão do fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga proposta para Murakami, equação 9, através da contabilização da \sqrt{area} , a partir da área fragilizada à volta da fenda, assumindo que a mesma apresenta uma forma elíptica.

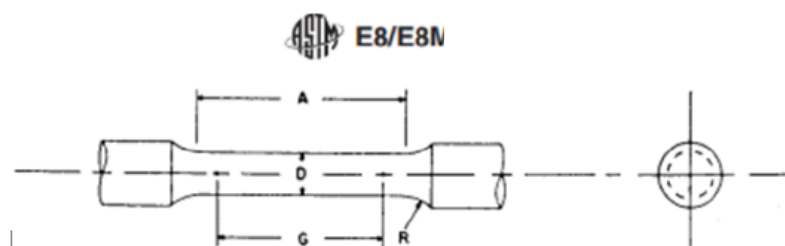
De acordo com os autores Liu et al. [64], os pontos, fornecidos pela experiência, encontravam-se próximos da reta prevista pelo modelo, encontrando-se dispersos, quer à sua direita como à sua esquerda, que segundo os mesmos, esta variação resulta de alguns erros de medição.

Todavia os resultados mostravam-se consistentes, tendo-se chegado à conclusão que a $\sqrt{area_{transição}} \approx 109 \mu m$ [64].

3. Procedimento Experimental

3.1 Dimensionamento dos provetes e nomenclatura associada

Neste estudo, os provetes de Ti-6Al-4V, foram dimensionados segundo a norma da ASTM E8-22: *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, para provetes com uma secção transversal circular, que se encontra representada na figura 32 [89]. A escolha do tipo de secção, relacionou-se com a geometria das amarras do equipamento, destinado aos ensaios de tração uniaxial e à fadiga, que não permitiam outro tipo de geometria a não ser a anteriormente referida.



Dimensões, mm					
Para provetes de teste com uma dimensão da zona de medição do extensómetro, G, 4 vezes superior ao diâmetro [E8]					
	Provetes Padrão		Provetes de pequenas dimensões proporcionais ao padrão		
	1º Provette	2º Provette	3º Provette	4º Provette	5º Provette
G-Zona de medição	50,00 ± 0,2	36 ± 0,1	24 ± 0,1	16 ± 0,1	10 ± 0,1
D - Diâmetro	12,5 ± 0,1	9 ± 0,1	6 ± 0,1	4 ± 0,1	2,5 ± 0,1
R - Raio do <i>fillet</i>	10	8	6	4	2
A- Área da secção reduzida	56	45	30	20	16

Figura 32- Dimensão dos provetes de secção circular adaptado da norma E8-22 [89].

Foi então definido que as dimensões adequadas para o provete iriam ao encontro do 3º provete, uma vez que o comprimento total admissível de fabrico dos mesmos, não poderia exceder um comprimento máximo de 95 mm e por outro lado, um provete de menores dimensões iria implicar que a área da secção transversal fosse mais reduzida, o que inevitavelmente conduziria a enormes tensões. No que trata o comprimento da zona de amarração, ou a zona do provete com maior área de secção transversal, a norma da ASTM E8, sugere que o local de amarração deverá medir 2/3 do comprimento total da amarra, contudo devido à limitação na produção, anteriormente referida, não foi possível cumprir a sugestão levando a que a medida das mesmas resultasse na subtração entre o comprimento final de 95 mm e as medidas definidas pela norma. Outra exigência dimensional imposta pelas amarras relaciona-se com o diâmetro da secção transversal com maior área, que para ser montada no local de amarração o mesmo deverá ter um tamanho de 12mm estando representado as dimensões finais do provete na figura 33.

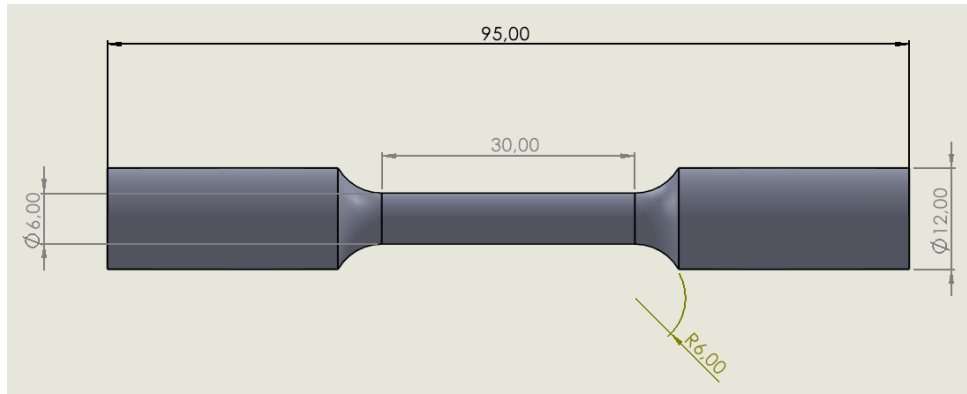


Figura 33 - Dimensionamento do provete desejado (Lote 3), em mm.

Devido aos problemas, relacionados com os defeitos nos provetes (ver secção 3.1.2), e devido à possibilidade de no laboratório da CENFIM, os provetes possuírem um comprimento máximo de 160 mm, foi assim adicionado 10 mm a cada um dos locais de amarração, tal como observado na figura 34, para melhor fixação e conseqüentemente melhores resultados nos ensaios mecânicos.

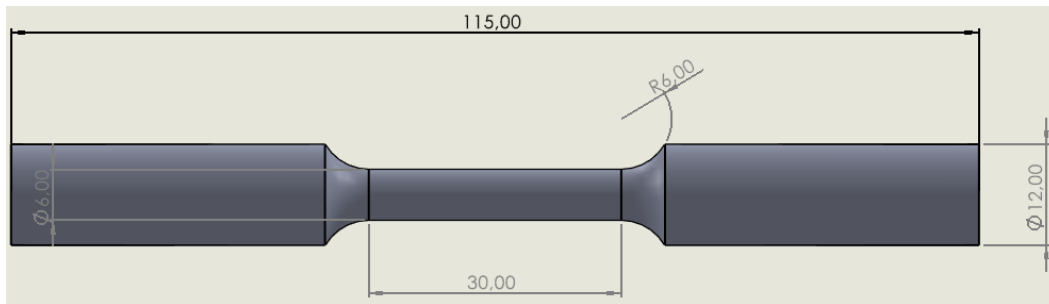


Figura 34 – Redimensionamento do provete (Lote 4), em mm.

Para caracterizar convenientemente todos os provetes, por forma a controlar o seu momento de fabrico e todas variáveis associadas ao mesmo, foi criada a respetiva nomenclatura, retratada na figura 35, que explica a função de cada letra ou número apresentados.

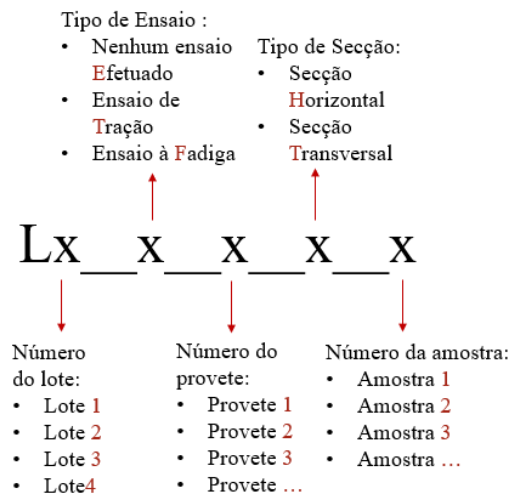


Figura 35 - Nomenclatura dos provetes.

3.2 Processo de fabrico

3.2.1 Produção dos provetes

O fabrico dos provetes foi realizado no Centro para o Desenvolvimento Rápido e Sustentável do Produto-Leiria (CDRSP-Leiria), pelo responsável do laboratório de impressão de metais, o Engenheiro António Silva. Inicialmente procedeu-se à impressão de provetes, exclusivamente para testes, de modo a ensaiar o fabrico, e determinar se seria necessário fazer algum ajuste no processo de modo a minimizar, o número de defeitos presentes nos provetes para os ensaios de tração uniaxial e à fadiga.

Assim segundo esta premissa, foram produzidos dois lotes de provete, representados na figura 36.

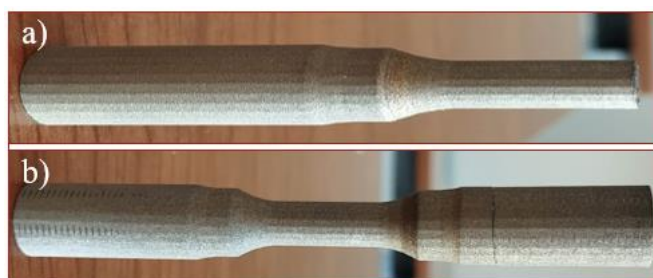


Figura 36- a) Primeiro lote de provetes; b) Segundo lote de provetes.

O primeiro lote, ilustrado na figura 36 a), foi um lote teste por forma a determinar as condições de fabrico necessárias para a produção dos provetes, levando à conseqüente produção do segundo lote, retratados pela figura 36 b), que demonstraram a presença de uma fissura no local de amarração, e que apesar de não estar localizada na secção transversal de área reduzida, quando testados, partiram quase instantaneamente.

Com estes dados, o próximo passo no processo de fabrico passou por garantir a qualidade dos pós que já tinham sido reutilizados 6 vezes. Para o efeito os pós de Ti-6Al-4V, com as características e granulometria assinaladas na tabela 22-23, foram inicialmente peneirados, com recurso ao equipamento Shaker – 07, representado na figura 37, que através da vibração forçou a passagem do pó, por um filtro com malha de 60 μm , permitindo a passagem plena de todos os grãos que não fundiram no processo anterior e retendo aqueles que acabaram por fundir e por conseqüência atingiram dimensões possivelmente superiores à dimensão do filtro. As imagens da figura 38 a) e b), apresentam o pó reaproveitado e retido respetivamente.

Tabela 22- Características do pó usado no CDRSP-Leiria para a produção dos lotes 1, 2 e 3.

Liga:	Categoria:	Composição química (% pond.)								
		Ti	Al	V	Fe	O	C	N	H	Y
Ti-6Al-4V	23	89,26	6,35	4,05	0,21	0,11	0,01	0,01	0,002	<0,001

Tabela 23- Granulometria do pó usado no CDRSP-Leiria para a produção dos lotes 1, 2 e 3.

Liga:	Categoria:	Diâmetro do pó (μm):	D ₁₀ (μm):	D ₅₀ (μm):	D ₉₀ (μm):
Ti-6Al-4V	23	15-45	20	33	45



Figura 37-Peneirador, Shaker -07.

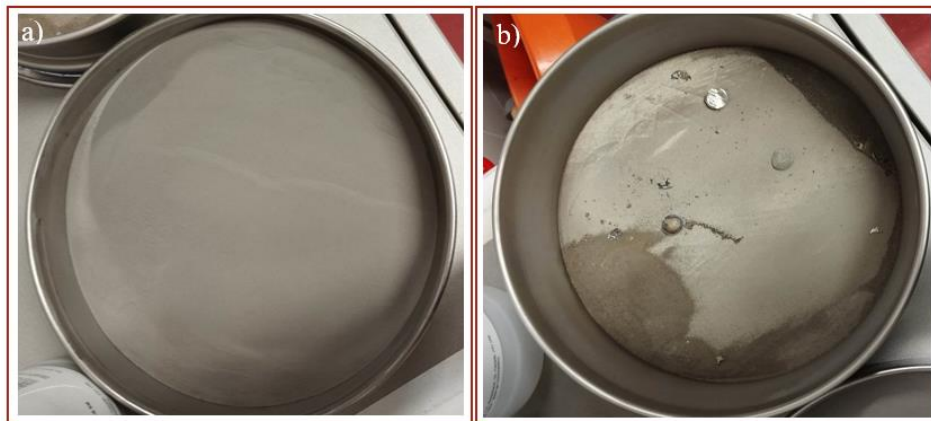


Figura 38- a) Pó reaproveitado; b) Pó rejeitado.

Para terminar o acondicionamento dos pós, os mesmos foram colocados numa estufa ventilada da ALPINA, modelo Easyline, representada na figura 39, a uma temperatura média de 50 °C, e que teve como objetivo garantir a baixa humidade dos pós da liga de TC4.



Figura 39- Estufa ventilada, Easyline.

Após estar assegurado o procedimento de reciclagem do pó, procedeu-se ao fabrico dos provetes com os diâmetros indicado na figura 40 (fabricados via SLM no CDRSP-Leiria). Posteriormente o ficheiro foi gravado em formato STL, e transferido para o computador ligado ao equipamento de impressão metálica, via SLM, o *TruPrint 1000*, da marca *TRUMPF* (ver figura 41), onde também foram definidos os parâmetros de fabrico (ver secção 3.2.2). A fotografia do SLM, *TruPrint 1000*, apresentado na figura 41 tem os seguintes constituintes: (i) uma câmara, onde se encontram os 3 cilindros responsáveis pelo fornecimento, impressão e reaproveitamentos dos pós metálicos, e uma escova que é incumbida de promover a movimentação de pós entre cilindro, (ii) um monitor que faz o controlo e monitorização de todas as variáveis relacionados com o fabrico dos componentes e (iii) uma garrafa de gás inerte de Argon.

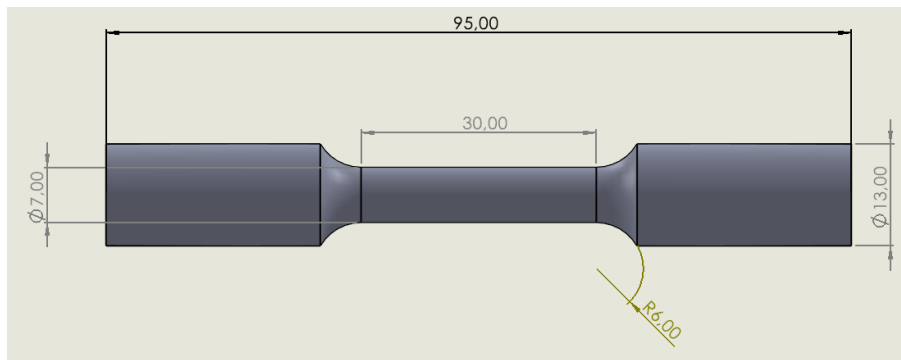


Figura 40- Desenho técnico dos provetes de Ti-6Al-4V (ASTM E8-22 [89]), em mm.

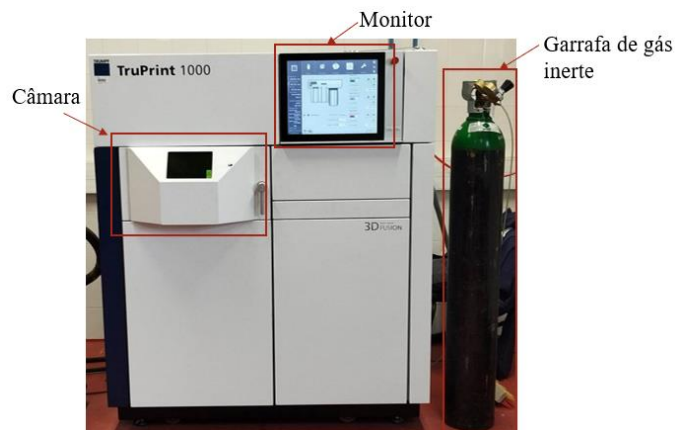


Figura 41- Impressora de metais por SLM, *TruPrint 1000*, *TRUMPF*.

No que trata o seu modo de funcionamento do *TruPrint 1000*, o pó de Ti-6Al-4V, devidamente reciclado, foi depositado no cilindro de fornecimento, enquanto uma base de titânio, retratada na figura 42, foi colocada no cilindro de impressão para servir de base para a impressão dos provetes.

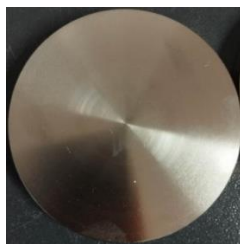


Figura 42- Base dos provetes em titânio.

O passo seguinte consistiu na definição dos parâmetros de funcionamento do equipamento, no monitor, representado em pormenor na figura 43, que monitoriza e controla tudo o que está diretamente relacionado com a atmosfera no interior do equipamento, bem como a posição e movimentação dos cilindros e da escova.



Figura 43- Monitor do equipamento *TruPrint 1000*.

Após ter sido iniciado o processo, a câmara começou a encher de gás inerte, até ser detetado no seu interior, um valor máximo de oxigénio, pré-definido no monitor que neste caso em concreto foi de 0,50%. A partir desse momento, o fabrico iniciou-se, havendo uma subida do cilindro de fornecimento, 1,7 vezes o valor de cada camada. Seguidamente a escova (figura 44), deslocou-se de modo a empurrar o pó para o cilindro de impressão, provocando a deposição de uma cama de pó neste cilindro, que foi incidida com um raio laser. Após a primeira passagem, o cilindro de impressão, desceu a uma altura igual, à de espessura de camada (0,02 mm), permitindo uma nova passagem da escova, que removeu o pó em excesso para o cilindro de reaproveitamento. Na figura 45, encontra-se retratado esquematicamente este processo.



Figura 44- Escova do equipamento *TruPrint 1000*.



Figura 45- Esquema ilustrativo do modo de funcionamento do equipamento *TruPrint 1000*.

No entanto, a distância de movimentação do cilindro de fornecimento, inicialmente definida, necessitou de ser ajustada para 3 vezes o valor de cada camada, uma vez que os pós não estavam a preencher inteiramente a base, como retratado na figura 46. Porém, este pequeno ajuste inicial, não teve qualquer efeito dimensional nos provetes, uma vez que os primeiros 3mm foram cortados aquando da separação da base de titânio.

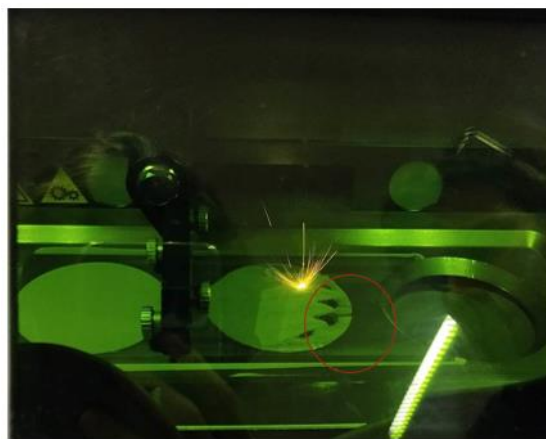


Figura 46- Insuficiente deposição de pós no cilindro de impressão.

Após cerca de 72 horas de fabrico contínuo, foram obtidos provetes (figura 47 a)) que apresentavam fissuras, como pode ser observado na figura 47 b). Levando a crer, que os problemas se deviam ao pó que provavelmente já devia estar oxidado. Embora se tivesse como referência 10 reutilizações, uma vez que o titânio no estado líquido reage rapidamente com todos os sólidos, líquidos e gasosos a qualidade dos pós, provavelmente já deveria estar comprometida [1]. Alguns estudos publicados [56], [90], [91], indicam que após a reutilização dos pós de Ti-6Al-4V, existe realmente um aumento da concentração de oxigénio e azoto, bem como um aumento da irregularidade geométrica dos pós. Estes aumentos que para além de levarem à fragilização do material, provocam também um aumento do número de salpicos, que tem como consequência um aumento do número de defeitos, como visto no subcapítulo 2.5.3 [56]. Outro efeito, anotado por Skalon et al. [92], no que trata a reutilização dos pós relaciona-se com a capacidade molhagem que fica limitada, resultando numa destabilização do banho de fusão, e o aparecimento de zonas, desprovidas deste banho, o que consequentemente provoca o aparecimento de camadas com espessuras diferentes.

Todavia, existem outros estudos com conclusões diferentes das vistas no parágrafo anterior, tendo os vários autores [94-96] reparado numa melhoria das propriedades mecânicas do material, com o aumento da reutilização de pós. Carrion et al.[93], após 15 reutilizações do pó metálico de uma liga de Ti-6Al-4V notaram uma redução da dimensão dos defeitos, sem, contudo, ter sido observado uma alteração da microestrutura, que como consequência promoveu uma melhoria do comportamento à fadiga do material. A semelhantes conclusões chegou Soltani- Tehrani et al. [94], que observaram uma redução dos defeitos de fabrico para os pós sujeitos até 3 reutilizações, e por tanto acompanhados de um melhor comportamento à fadiga. Enquanto Quintana et al. [95], num estudo efetuado ao efeito da reutilização dos pós de Ti-6Al-4V, baseado num ciclo de 31 reutilizações, chegaram à conclusão que realmente existe um ligeiro aumento na concentração de oxigénio, acompanhado de um ligeiro aumento da tensão de cedência e de rutura, sem, no entanto, reduzir notavelmente a capacidade de alongamento.

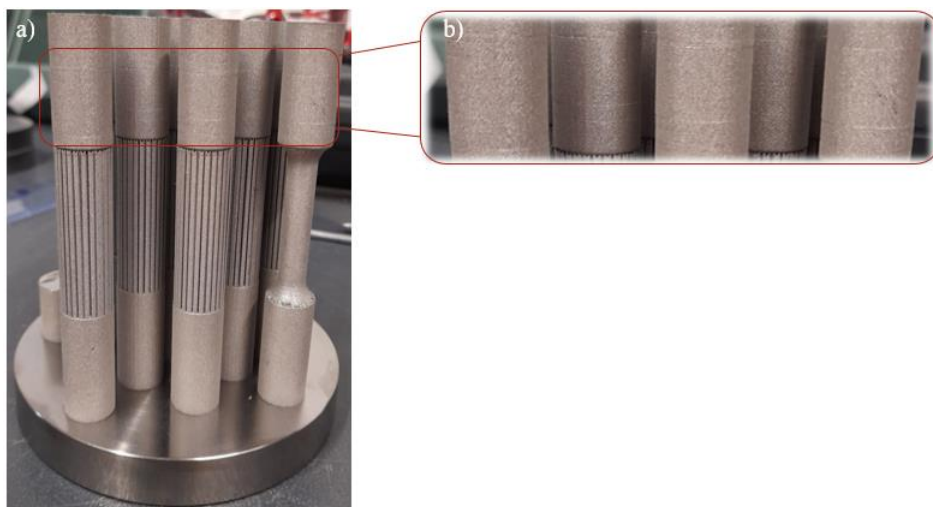


Figura 47 – a) Provetes do terceiro lote, b) pormenor com a presença de fissuras.

Um novo lote de provetes foi então fabricado no centro de formação profissional CENFIM, sob o apoio e orientação do responsável do laboratório, Engenheiro Nuno Boavida, utilizando o desenho em CAD representado na figura 48, que à semelhança do laboratório do CDRSP-Leiria, tinha-se como objetivo maquinar posteriormente os provetes. O comprimento do local de amarração teve uma a adição de 10mm, por maior capacidade de impressão do equipamento.

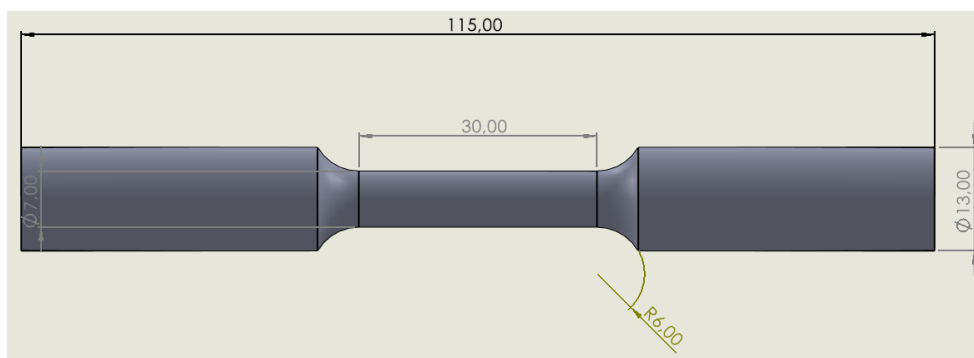


Figura 48- Desenho técnico dos provetes de Ti-6Al-4V, fabricados via SLM no CENFIM, em mm.

Os pós de Ti-6Al-4V utilizados neste laboratório, com as características e granulometria assinalada nas tabelas 24 e 25, são acondicionados em vácuo por forma a garantir a qualidade dos mesmos. Esta boa prática tem como objetivo evitar a oxidação e a presença de humidade no material, que provocam respetivamente a sua fragilização, e afetam o processo de fabrico, visto que a humidade promove a aglomeração de pós que poderão estar quentes, e devido ao seu maior volume e massa, vão criar uma maior resistência à passagem da escova, podendo danificar a mesma e comprometendo todo o processo. Outra característica interessante no procedimento do laboratório do CENFIM, e que assegura a qualidade do processo e dos pós, relaciona-se com a mudança de material de produção no equipamento. Ou seja, cada vez que se altera o metal de manufatura, a limpeza é feita por um técnico da marca do equipamento, e são trocadas as tubagens, por forma a eliminar qualquer tipo de contaminação, relacionada com a mudança de material.

Tabela 24 - Características do pó usado no CENFIM para a produção do lote 4.

Liga:	Categoria:	Composição química (% pond.) :								
		Ti	Al	V	Fe	O	C	N	H	Y
Ti-6Al-4V	23	89,29	6,22	4,01	0,25	0,10	0,08	0,03	0,012	0,005

Tabela 25 – Granulometria do pó usado no CENFIM para a produção do lote 4.

Liga:	Categoria:	Diâmetro do pó (µm):	D ₁₀ (µm):	D ₅₀ (µm):	D ₉₀ (µm):
Ti-6Al-4V	23	20-53	24	34	48

No que trata ao ciclo de reciclagem, o pó é previamente peneirado pelo equipamento da empresa SHINING 3D (figura 49), e que à semelhança do equipamento representado na figura 37, a partir da vibração, o mesmo vai possibilitar a passagem dos pós por uma malha, que irá garantir a separação entre inutilizados e já queimados.



Figura 49 – Peneirador, SHINING 3D.

Após a peneiração os pós são colocados num forno a vácuo, da empresa SHINING 3D, (ver figura 50) a uma temperatura de 80 °C, durante 10 horas. Seguidamente o pó pré-aquecido é diretamente colocado no equipamento dando-se início ao fabrico dos provetes.



Figura 50 - Forno a Vácuo, *SHINING 3D*.

Na figura 51, encontra-se esquematicamente o ciclo dos pós associado ao processo SLM, no Laboratório do CENFIM.

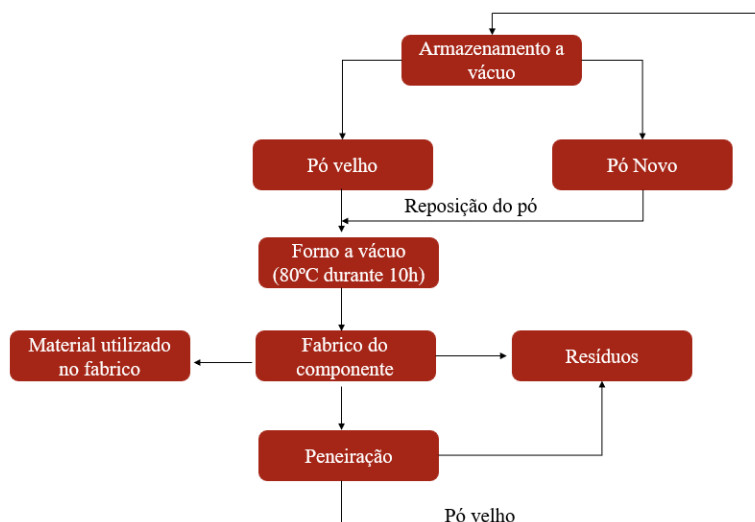


Figura 51 - Ciclo de preparação dos pós do processo L-PBF.

Os provetes do lote 4 foram manufacturados no equipamento *E-PLUS EP-M150*, da marca *SHINING 3D* (figura 52). O modo de funcionamento deste equipamento, é muito semelhante ao do CDRSP-Leiria (figura 41). No entanto, uma das diferenças, relaciona-se com a passagem da escova, uma vez que a mesma vai promover a deslocação dos pós durante fabrico, da direita para a esquerda, levando a que os cilindros tenham uma posição inversa (figura 53); e a base de titânio permanece aquecida a uma temperatura de 71,2°C, temperatura semelhante à de acondicionamento dos pós. Após cerca de 48 horas foram obtidos 25 provetes, sem a presença de fissuras, permitindo assim o início dos ensaios.



Figura 52- Impressora de metais por SLM, E-PLUS EP-M150, SHINING 3D.

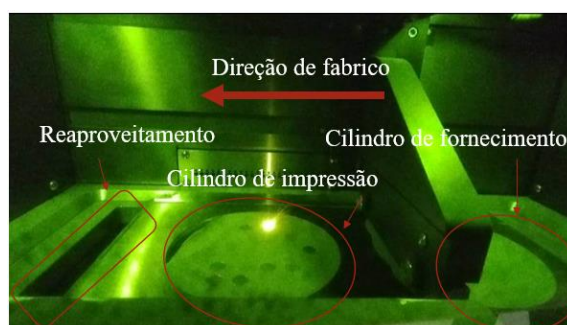


Figura 53- Constituintes da câmara de impressão do E-PLUS EP-M150, SHINING 3D.

3.2.2 Parâmetros e condições de fabrico

Contrariamente ao visto na literatura (ver subcapítulo 2.5.3), onde os parâmetros de fabrico do laser são uniformes para todo o componente, o *TruPrint 1000* e o *E-PLUS EP-M150* fornecem a possibilidade de usar diferentes parâmetros conforme a localização da camada e inclusive da localização do cordão.

No que trata a localização do cordão, os mesmos podem pertencer ao limite da camada e como tal denominam-se de *borders* ou pertencer ao meio da camada e têm a denominação de *hatch vector* [96]. Na figura 54, encontra-se esquematicamente a representação de cada um destes cordões.

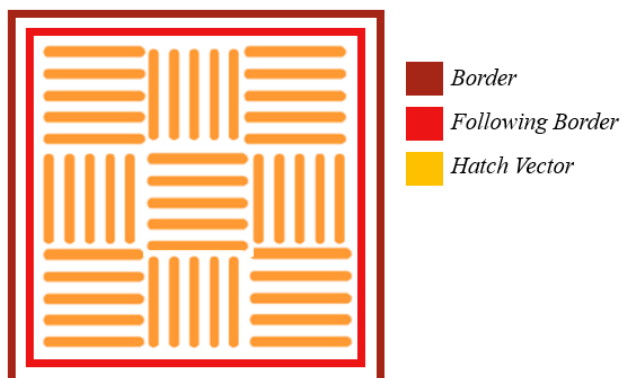


Figura 54- Esquema ilustrativo da nomenclatura dada a cada cordão.

No que concerne as camadas, de acordo com o manual do equipamento, os componentes fabricados podem ser subdivididos em 5 zonas: *up-skin*, *in-skin*, *down-skin*, *core* e *solid support*.

A zona *up-skin*, é referente à camada superior dos componentes, ou seja, a camada visível do modelo 3D, que se encontra sobreposta à zona da *in-skin*, estando ambas representada esquematicamente na figura 55. Estas duas zonas diferenciadas podem utilizar parâmetros diferentes por forma a permitir a melhoria do acabamento superficial.

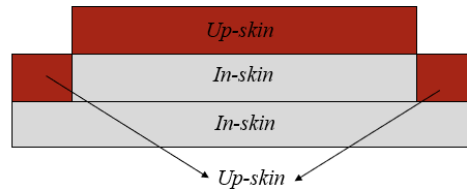


Figura 55- Representação esquemática da *Up-skin*.

As zona *down-skin*, retratadas na figura 56, estão relacionadas com a camada inferior dos modelos 3D, que possuem uma face voltada para baixo e geralmente, quando pretendido, são acompanhadas de um ou vários *solid support*, que têm como função permitir o escoamento de calor, reduzindo a existência de tensões residuais e de defeitos de fabrico. É de notar, que à semelhança do *up-skin*, a existência de diferentes parâmetros tem como objetivo otimizar o acabamento superficial.

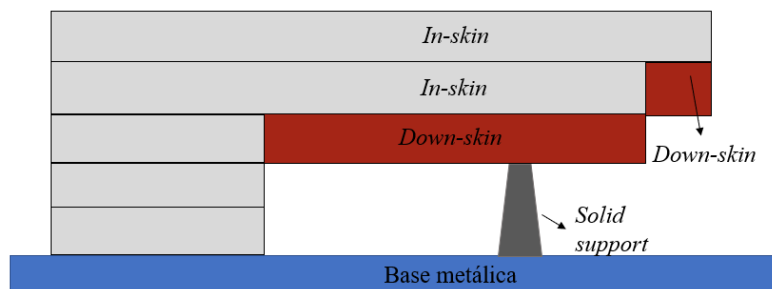


Figura 56 - Representação esquemática da *down-skin* e do *solid support*.

O *core* resume-se à zona central do componente, tal como representado na figura 57, e que de acordo com os fabricantes é uma zona que pode ser processada com um diâmetro do laser superior à das restantes zonas anteriormente mencionadas [96].

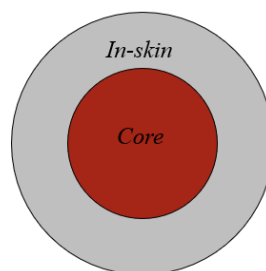


Figura 57 - Representação esquemática do *Core*.

Em relação às condições de fabrico, as mesmas são definidas no monitor do equipamento retratado pela figura 43, e o mesmo engloba um conjunto de variáveis indispensáveis para o controlo do processo uma vez que permitem evitar a presença dos mais variados defeitos. Essas são:

- Fator de fornecimento excessivo (%) - Representa um coeficiente que determina a distância em mm que o que o cilindro de fornecimento vai ter de subir, em relação à espessura de camada.
- Nível de Oxigênio (%) - Define a percentagem máxima de oxigênio que pode estar presente na câmara, sendo um fator crucial no manuseamento do titânio no estado líquido por ser um composto bastante reativo.
- Velocidade do ar (m/s) - Que vai definir a velocidade de circulação do gás inerte no interior da câmara, e tem como objetivo contrariar a força provocada pelo vapor de metais, impedindo a expulsão de pós ou de salpicos e o sucessivo aparecimento de defeitos de fabrico por falta de fusão.
- *Minimum time between* (s) - Que define o tempo que se dá entre incidências do laser, sendo um parâmetro bastante importante para permitir o arrefecimento do componente, entre os ciclos de passagem do laser.
- *Return Run* (mm/s) - Este parâmetro indica a velocidade a que a escova volta ao cilindro de fornecimento, sendo desejado que a mesma retorne o mais rápido possível para maior eficiência do tempo de produção.
- *Pre-coating* (mm/s) - Determina a velocidade de deslocamento da escova até ao cilindro de impressão, influenciando na projeção de salpicos, do banho de fusão.
- *Coating* (mm/s) - Define a velocidade a que a escova empurra o pó excessivo do cilindro de impressão, tendo a mesma influência que o parâmetro *Pre-coating*.

Nas tabelas 26-28, encontram-se os principais parâmetros e condições de fabrico aplicados na produção dos provetes teste dos lotes 1,2 e 3. Estes foram definidos de acordo com as informações fornecidas pelo fabricante, acerca da liga de Ti-6Al-4V.

Tabela 26 – Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura *hatch vector* no equipamento do CDRSP-Leiria.

Parâmetros de fabrico (<i>Hatch vector</i>):	<i>Up-skin:</i>	<i>In-skin:</i>	<i>Down-skin:</i>	<i>Core:</i>	<i>Solid-Support:</i>
Dimensão do Laser (mm)	0,03	0,03	-----	0,03	0,03
Sobreposição entre camadas (%)	20	20	-----	20	20
Potência Laser (W)	155	155	-----	155	155
Velocidade de scan (mm/s)	1200	1200	-----	1200	1200
Distância entre cordões (mm)	0,11	0,11	-----	0,06	0,1650
Espessura da camada (mm)	0,02	0,02	-----	0,02	0,02
Densidade de Potência ((J/mm ³):	58,71	58,71	-----	107,64	39,14

Tabela 27 - Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura *boarder* no equipamento de CDRSP-Leiria.

Parâmetros de fabrico (<i>boarder</i>):	<i>Up-skin</i> :	<i>In-skin</i> :	<i>Down-skin</i> :	<i>Core</i> :	<i>Solid-Support</i> :
Número de <i>boarders</i>	0	1	-----	1	0
Dimensão do Laser (mm)	-----	0,03	-----	0,03	-----
Sobreposição entre camadas (%)	-----	20	-----	20	-----
Potência Laser (W)	-----	75	-----	75	-----
Velocidade de scan (mm/s)	-----	1000	-----	1000	-----
Distância entre cordões (mm)	-----	0,03	-----	0,03	-----
Espessura da camada (mm)	-----	0,02	-----	0,02	-----
Densidade de Potência ((J/mm ³):	-----	125	-----	125	-----

Tabela 28 – Condições de fabrico no equipamento do CDRSP-Leiria.

Parâmetros:	Resultados:
Fator de fornecimento excessivo (%)	300-190
Gás inerte	Árgon
Nível de Oxigénio (%)	0,50
Velocidade do ar (m/s)	3,08
Minimum time between (s)	50
<i>Return Run</i> (mm/s)	250
<i>Coating</i> (mm/s)	100
<i>Pre-coating</i> (mm/s)	100
Temperatura no interior da câmara (°C)	21,5-23,5
Humidade (%)	41

Em relação ao padrão de passagem do laser usou-se o tipo Zig-Zag (sem conexão) com uma alternância entre 0/90°, tal como representado na figura 58. Este padrão manteve-se constante e foi igual para todas as camadas independentemente da sua localização.

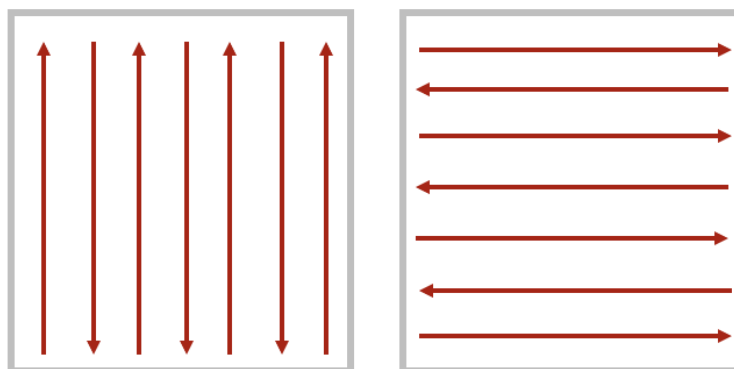


Figura 58 – Técnica de fabrico Zig-Zag (sem conexão) com alternância entre 0 e 90°, utilizada no CDRSP-Leiria.

Nas tabelas 29-31, encontram-se os principais parâmetros e condições de fabrico, utilizados no processo do 4º lote de provetes. É de notar que em relação aos parâmetros do *core* esta região não foi definida.

Tabela 29 - Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura *hatch vector* no equipamento do CENFIM.

Parâmetros de fabrico (<i>Hatch vector</i>):	<i>Up-skin</i> :	<i>In-skin</i> :	<i>Down-skin</i> :	<i>Core</i> :
Potência Laser (W)	180	180	150	-----
Velocidade de scan (mm/s)	1000	1000	1500	-----
Distância entre cordões (mm)	0,08	0,12	0,06	-----
Espessura da camada (mm)	0,03	0,03	0,03	-----
Densidade de Potência (J/mm ³):	75,00	50,00	55,56	-----

Tabela 30 - Parâmetros de fabrico dos cordões com a nomenclatura *boarder* no equipamento do CENFIM.

Parâmetros de fabrico (<i>boarder</i>):	<i>Up-skin</i> :	<i>In-skin</i> :	<i>Down-skin</i> :	<i>Core</i> :	<i>Solid-Support</i> :
Número de <i>boarders</i>	0	1	1	-----	0
Potência Laser (W)	-----	160	180	-----	-----
Velocidade de scan (mm/s)	-----	900	700	-----	-----
Distância entre cordões (mm)	-----	0,08	0,08	-----	-----
Espessura da camada (mm)	-----	0,03	0,03	-----	-----
Densidade de Potência (J/mm ³):	-----	74,07	107,14	-----	-----

Tabela 31 - Condições de fabrico no equipamento do CENFIM.

Parâmetros:	Resultados:
Fator de fornecimento excessivo (%)	115-76
Gás inerte	Árgon
Nível de Oxigénio (%)	0,000
Velocidade do ar (m/s)	2,87
Temperatura no interior da câmara (°C)	26
Temperatura na plataforma (°C)	71,2
Humidade (%)	48,5

Relativamente cada uma das zonas de fabrico (*in-skin*, *up-skin*, *down-skin*), foram do tipo Zig-Zag, tal como pode ser visualizado na figura 58, contudo no que trata a alternância dos ângulos, a mesma foi diferente dependendo da localização da camada. No que diz respeito às zonas da *in-skin*, a primeira passagem é dada com um ângulo inicial de 12° e é incrementado 17° a cada passagem, estando excluídos os ângulos entre o intervalo de [45-315]°. Por outro lado, a zona da *up-skin* possui uma alternância de 20-40-60 ° repetindo constantemente este ciclo a cada 3 passagens e por fim a zona da *down-skin* inicia-se com um ângulo de 12° e é acompanhado de um incremento de um ângulo de 67° a cada passagem estando excluídos os ângulos no intervalo compreendido entre os [60-300]°. Na figura 59, está esquematicamente representado a vermelho, o ângulo de fabrico que o laser fez a cada passagem, para cada uma das zonas, para a primeira volta de 360 ° em relação ao referencial estipulado.

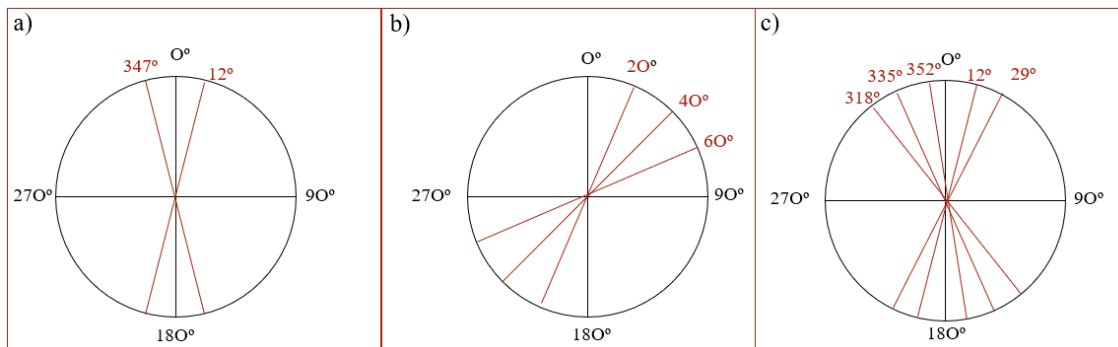


Figura 59 –Esquema ilustrativo da direção de passagem do laser após cada camada: a) *down-skin*; b) *up-skin*; c) *in-skin*.

3.3 Dureza e metalografia

3.3.1 Corte das amostras para os ensaios metalográfica dos provetes

O corte dos provetes para análise de defeitos e estudo da microdureza foi realizada para o 1º lote de provetes sob a orientação do Senhor Professor Engenheiro Ivan Galvão, nos laboratórios do Departamento Engenharia Mecânica do Instituto Superior de Engenharias de Lisboa (ISEL), enquanto o corte do 4º lote dos provetes foi posteriormente realizado pela empresa Metalúrgica Lurga Lda, sob a operação do técnico Pedro Pereira.

Na figura 60 é apresentado o primeiro esquema de corte do provete (L1E1T), tendo sido definidas 5 secções transversais.



Figura 60- Definição das secções transversais do Provette L1E1.

A seleção de cada umas destas secções, teve como intuito perceber se existe alguma diferença na microestrutura, defeitos e granulometria entre as várias secções (secção reduzida, secção de maior diâmetro e secção de transição entre diâmetros).

Pelos motivos apresentados no capítulo 3.2.1 Produção dos provetes, foi também necessário proceder ao corte de um dos provetes do Lote 4, onde se definiu uma sequência de corte como a representada na figura 61.

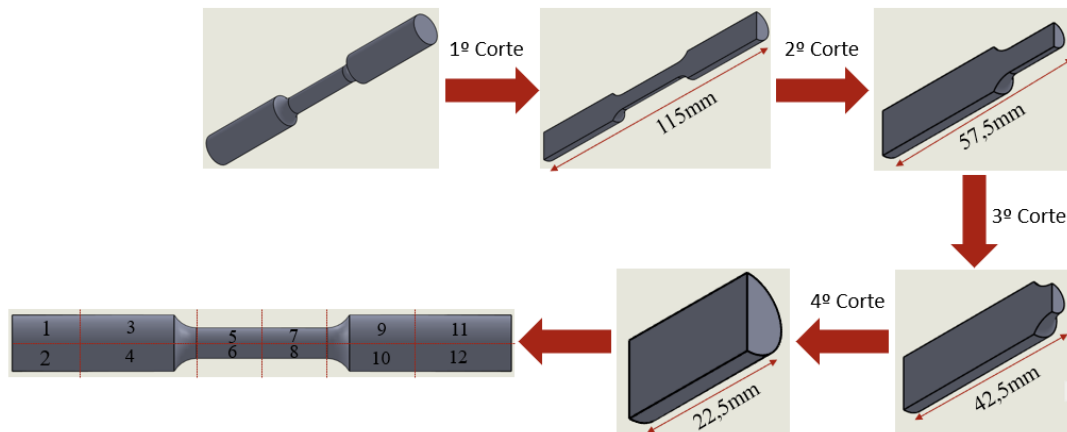


Figura 61- Sequência de corte utilizada para o provete L4F8.

Esta operação, teve como recurso a utilização da máquina de eletroerosão por fio, Fanuc Robocut alfa-1 ic, segundo os parâmetros representados na tabela 32.

Tabela 32 - Parâmetros de fabrico utilizados para o corte dos provetes.

Parâmetros utilizados:	Resultados:
Corrente entre o fio de latão e o material (A)	4
Tensão entre o fio de latão e o material (V)	40
Velocidade vertical do fio (mm/min)	7

Foram então obtidas um total de 12 amostras como representado na figura 62, e tiveram como propósito a análise das diferentes secções horizontais e longitudinais do provete, com o objetivo de aferir se a dureza é diferente, e assim comprovar a sua anisotropia.

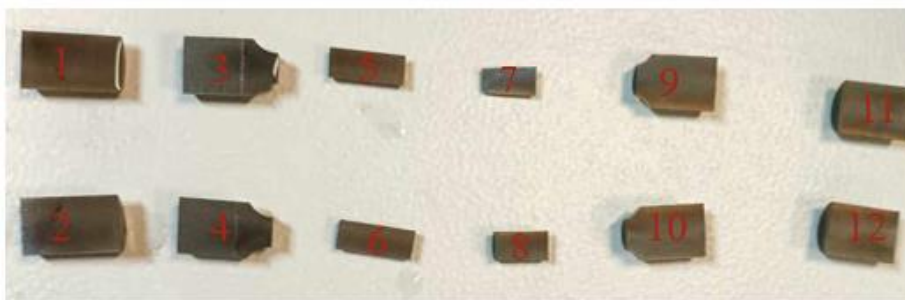


Figura 62 - Amostras obtidas para posterior preparação para os ensaios metalográficos.

3.3.2 Preparação das amostras para ensaios metalográficos

Uma vez que as amostras são de pequenas dimensões, variando entre os 7-12 mm e a norma da ASTM E3-11 [97], sugere que por questões de manuseamento as mesmas devem ter aproximadamente entre 12 a 25mm de diâmetro. Por conseguinte, no Instituto Superior de Engenharia de Lisboa, foi produzida uma mistura entre o endurecedor (*Liquid Acrylic Cold Mounting Resin Semi transparent*) e a resina (*Powder Acrylic Cold Mounting Resin Semi transparent*) ambos da empresa *metkon*, representados na figura 63.



Figura 63- Resina (esquerda da figura) e endurecedor (direita da figura) da marca *metkon* utilizados para a montagem das amostras.

Esta mistura, foi feita de modo que se atinja uma textura viscosa, para posterior deposição nos copos, onde estão contidas as amostras (ver figura 64).

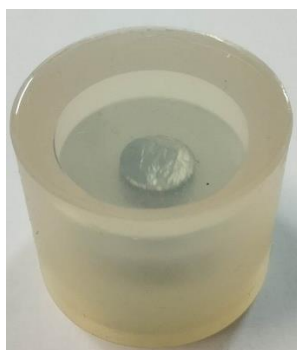


Figura 64- Copo para a montagem das amostras.

Após 10 min, foi concluída a montagem das amostras, que foram posteriormente removidas do copo, lixadas e polidas para posterior contagem de defeitos e análise da microdureza.

3.3.3 Preparação da superfície

O polimento do 1º lote dos provetes foi realizado sob a orientação do Senhor Professor Engenheiro Ivan Galvão, nos laboratórios do Departamento Engenharia Mecânica do Instituto Superior de Engenharias de Lisboa (ISEL),

O polimento do 4º lote dos provetes foi posteriormente realizado nos laboratórios da UNIDEMI, sob o auxílio do técnico Sr. Paulo Magalhães.

Das 5 amostras retiradas do provete L1E1, apenas 3 foram submetidas à preparação metalográfica, com nomenclatura L1E1T1, L1E1T3 e L1E1T5 por se tratar de secções com diferentes diâmetros. Assim as amostras foram trabalhadas com recurso ao equipamento *GRIPO 2V*, da empresa *Metkon*, para lixar e polir representado na figura 65.



Figura 65 - Equipamento de polimento *GRIPO 2V*, laboratório de Materiais do ISEL.

No que trata do polimento com lixa, fase inicial da preparação da amostra, o mesmo consistiu na sucessiva passagem de lixas com um grão cada vez mais fino, com o intuito de se obter uma superfície uniforme e espelhante sem qualquer tipo de riscos. Assim, para o efeito utilizou-se sequencialmente, 4 tipos de lixas: 320, 600, 1000 e 2500, representadas na figura 66, onde a sua troca era efetuada, cada vez que a superfície da amostra, apresentasse uma uniformização de riscos, estando todos paralelos entre si. Na passagem à lixa seguinte a posição de desgaste das amostras rodava 90°, de modo que os novos riscos provocados pela lixa de grão mais refinado, ficassem perpendiculares ao da passagem anterior, eliminando-os.

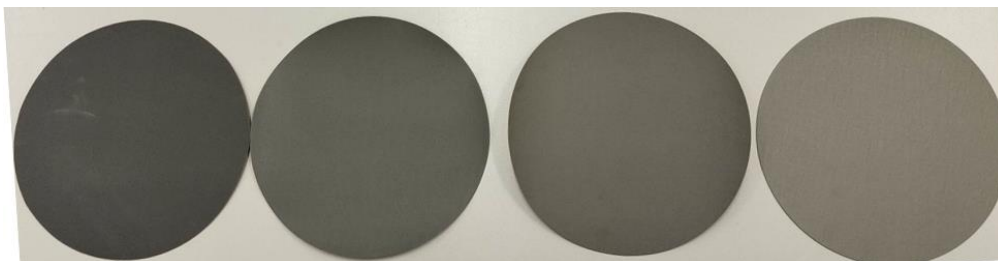


Figura 66- Lixas 320, 600, 1000 e 2500 (da esquerda para a direita) da *Metkon*.

No que trata o polimento, o mesmo foi efetuado com recurso a um pano de polir, tal como representado na figura 67.



Figura 67- Pano de polimento.

Basicamente, o pano foi inicialmente embebido com uma solução aquosa de diamantes mono cristalinos da *Metkon*, de 6 microns, com o intuito de retirar os riscos provocados pelas lixas e um produto lubrificante que neste caso em específico foi água destilada. Ao contrário do que acontecia com as lixas, a uniformização da superfície da amostra, apenas foi possível ser visualizada com recurso ao microscópio ótico, *Axiocvert 25*, (ver figura 68), com uma ampliação correspondente a 500x e acoplado a uma câmara fotográfica CMOS USB3.0- 10 MP Touptek. É de notar que durante o polimento após cada passagem das amostras com o pano, as mesmas foram devidamente lavadas com água corrente, borrifadas com o álcool etílico de teor igual a 96% e secadas com um secador, de modo a ser possível visualizar convenientemente os riscos microscópicos.



Figura 68- Microscópio ótico, *Axiocvert 25*, *Zeiss*.

Para se concluir a preparação das amostras, o pano foi posteriormente lavado, para retirar os restos da solução aquosa de diamantes mono cristalino de 6 μm , e embebido numa solução aquosa de diamantes mono cristalinos de 3 μm da *metkon*, para posterior passagem nas amostras. Na figura 69, está demonstrado a evolução microscópica da superfície de uma das amostras desde o seu corte, até a passagem pelo pano de polimento embebido com uma solução aquosa de diamantes mono cristalinos de 3 μm .

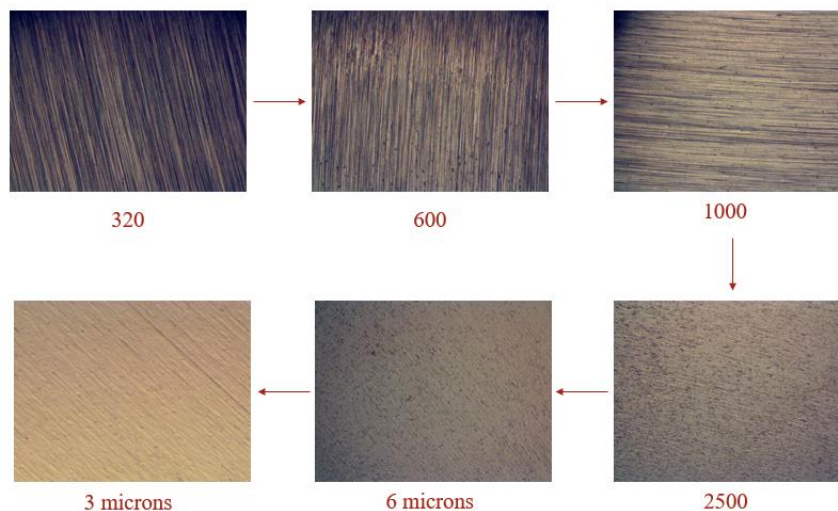


Figura 69- Sequência do polimento com uma ampliação de x50 e com recurso ao microscópio *Axiocvert 25*, *Zeiss*, acoplado com a câmara fotográfica CMOS USB3.0- 10 MP Touptek.

As amostras retiradas do provete L4F8, foram trabalhadas utilizando o equipamento *EcoMet™ 250* da *BUEHLER*, juntamente com a cabeça da *BUEHLER AutoMet™ 250*, (ver figura 70). Das 12 amostras cortadas apenas 2 das secções foram utilizadas tendo-se definido uma secção transversal com a nomenclatura L4F8T6 e outra horizontal com a nomenclatura L4F8H5, ambas provenientes da zona do provete de secção mais reduzida.



Figura 70- Equipamento de lixação e polimento.

Apesar da técnica utilizada nos laboratórios da UNIDEMI ser bastante semelhante ao anteriormente descrito no capítulo 3.3.3, este equipamento apresentou como diferenças um polimento mais automatizado, uma vez que as amostras eram colocadas no porta-amostras, e através da programação do equipamento, era aplicada uma força constante de modo a garantir uma superfície mais uniforme. Por outro lado, a granulometria utilizada no polimento também foi diferente, tendo ocorrido a seguinte passagem de lixas P80, P240, P320, P400, P600, P1200 e P2500.

Para concluir o polimento, foi utilizado um pano de polir *MicroFloc da BUEHLER*, que foi embutido com uma pasta de diamante de 3 μ m, com a presença de um lubrificante por forma a garantir que nenhuma partícula, se tornava responsável pelo aparecimento de algum risco mais profundo. À semelhança do procedimento de polimento descrito para o provete L1E1, a cada passagem feita as amostras L4F8T6 e L4F8H5, eram observadas a partir do microscópio *OLYMPUS CX40*, (ver figura 71), por forma a garantir a eliminação dos riscos na superfície. Este microscópio permitia a ampliação da imagem em 50, 100, 200 e 500x, estando associado ao mesmo, uma câmara digital acoplada, *OLYMPUS DPI*, que permitiu a captação e transferência das imagens e um regulador de luminosidade, *OLYMPUS TH3*.



Figura 71- Microscópio *OLYMPUS CX40*.

3.3.4 Procedimento dos ensaios de microdureza

A efetiva determinação da microdureza de Vickers, da liga de Ti-6Al-4V, foi realizada em dois laboratórios distintos no que trata as amostras L1E1T1, L1E1T3 e L1E1T5 as mesmas foram realizadas sob a orientação do Senhor Professor Engenheiro Ivan Galvão, nos laboratórios de Engenharia Mecânica do ISEL, enquanto as amostras L4F8T6 e L4F8H5 foram estudadas no laboratório da UNIDEMI. O procedimento seguiu a norma ASTM E384-22: *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials* [98]. Esta norma define que a carga aplicada no ensaio pode variar entre 1 a 1000 gramas força (gf), sendo o estritamente necessário para provocar a indentação de pequenas dimensões, e portanto, considerado um método de baixa carga em oposição aos restantes métodos tradicionais [98]. Assim, a dureza (HV) determina-se através da equação 31, onde P, é a força aplicada no ensaio em gf, e o d, o diâmetro médio do comprimento das diagonais em μm [98].

$$HV = 1854.4 \times \frac{P}{d^2} \quad (31)$$

A figura 72 apresenta a forma como devem ser determinados os diâmetros d_1 e d_2 , para a utilização da equação 31 [98].

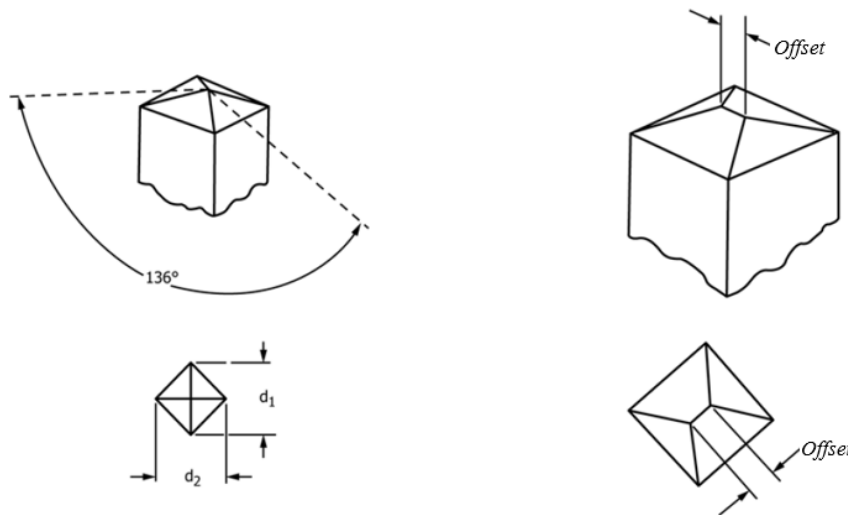


Figura 72-Indentadores dos ensaios de dureza Vickers adaptado de[98].

É ainda conveniente de mencionar, que a norma E394-22[98] também estabelece a distância mínima para a qual, uma determinada indentação deve estar da seguinte, e dos limites da amostra, sendo esta 2,5 vezes maior do que a maior diagonal de Vickers, $D_{\text{máx}}$, ilustrada na figura 73 [98].

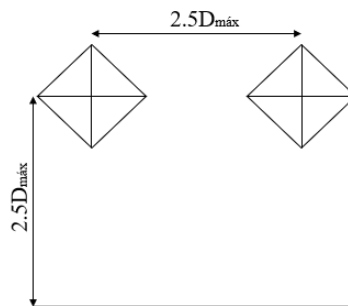


Figura 73- Distância mínima recomendada pela norma da ASTM E394-22.

Assim o primeiro passo durante este procedimento consistiu no polimento das amostras com um pano embutido com uma solução aquosa de cristais de diamante de 3 μm , representado na figura 67, com o intuito de remover a camada de óxidos originada pela oxidação das amostras pelo contacto com o ar.

Posteriormente com recurso ao durômetro, ISOSCAN OD, da marca Galileo, foi possível iniciar a indentação das amostras. Este equipamento, representado na figura 74, tem como principais constituintes: (i) uma ocular, que permite a visualização ampliada das amostras possibilitando uma visualização 100x ou 500x superior à observação humana, (ii) dois micrômetros que permitiram a deslocação transversal e longitudinal da plataforma onde foram colocadas as amostras e (iii) um monitor que possibilita o comando do equipamento.



Figura 74 - Microdurômetro, ISOSCAN OD, da marca Galileo.

As amostras foram então individualmente colocadas na plataforma do equipamento, de modo que fosse possível a sua visualização, a partir do ocular do durômetro, com uma ampliação de visualização 100 vezes superior, o que permitiu o ajuste da posição das amostras, com recurso aos micrômetros integrados no equipamento. Após as mesmas estarem devidamente centradas e ajustadas foi então definido um espaçamento mínimo de 0,5 mm da borda da amostra, variando esta medida consoante a dimensão da mesma, por forma a evitar o famoso *boarder effect*, que poderia comprometer os resultados da dureza do material. Estando a distância mínima definida verificada, rodou-se a objetiva para o indentador e procedeu-se à marcação da primeira indentação com uma carga de 200 gf e um tempo de indentação de 15 s.

As seguintes indentações foram marcadas segundo as mesmas condições da primeira e mantendo uma distância mínima de 0,5 mm da indentação anterior, dependendo esta também da dimensão da amostra. Após a marcação de 5 indentações, o processo dava-se por concluído. Na figura 75, estão assinalados alguns exemplos das indentações marcadas nas amostras.

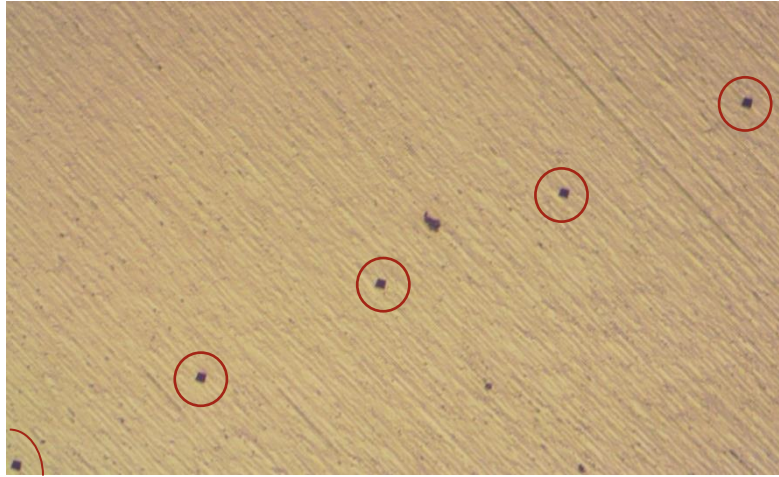


Figura 75- Indentações presentes nas amostras estudadas.

Para concluir a determinação da microdureza, foi necessário caracterizar a dimensão das micro indentações e para o efeito utilizou-se o microscópio ótico, *Axiocvert 25, Zeiss*, representado na figura 68, com recurso a uma câmara, ligada por USB com uma ampliação de 500x.

Após a obtenção das imagens, utilizou-se o programa *ImageJ*, versão 1.54d, de modo a determinar a dimensão das indentações, a partir da conversão de uma escala em pixéis para uma escala em microns, que permitiu a posterior obtenção da dureza a partir da equação 31. Na figura 76, está representado o modo como foi feito a determinação dos diâmetros d_1 e d_2 das indentações e na tabela 33 encontram-se os resultados da experiência.

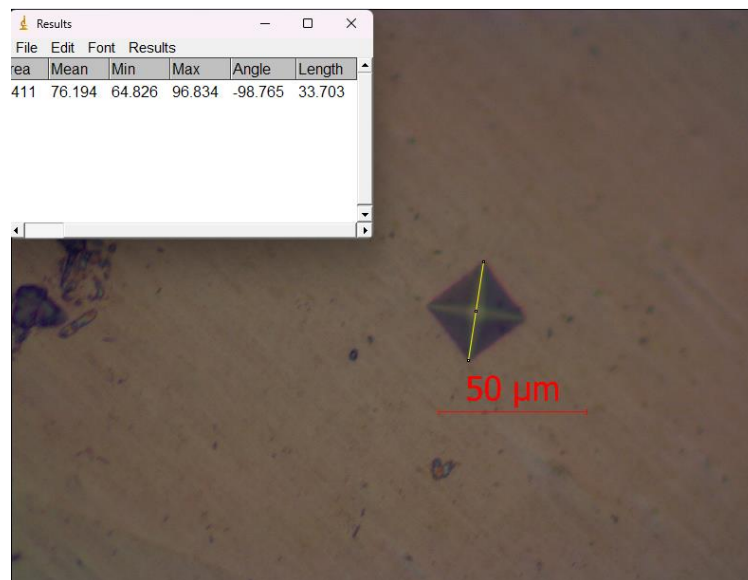


Figura 76 - Determinação do comprimento de d_1 e d_2 , a partir do programa *ImageJ*.

Tabela 33- Resultados adquiridos no laboratório de mecânica do ISEL.

Designação da amostra:	D ₁ (µm):	D ₂ (µm):	D _{médio} :	Dureza (HV):
L1E1T1	31,27	30,95	31,11	383,18
	30,67	31,03	30,85	389,77
	31,04	31,44	31,24	380,01
	30,41	31,24	30,83	390,28
	30,96	31,55	31,25	379,67
L1E1T3	31,56	30,45	31,00	385,87
	31,02	30,92	30,97	386,78
	31,01	31,36	31,19	381,37
	31,25	30,82	31,03	385,15
	30,64	31,27	30,95	387,14
L1E1T5	30,09	30,02	30,05	410,64
	30,79	29,73	30,26	404,96
	30,65	29,76	30,20	406,57
	30,24	29,84	30,04	410,95
	30,46	29,66	30,06	410,45

No laboratório da UNIDEMI, os ensaios decorreram com recurso ao microdurómetro *Mitutoyo Micro Hardness Testing machine HM-112*, segundo uma carga aplicada de 500 gf a um tempo de indentação de 10s e um espaçamento entre indentações de 0,5mm, até perfazer um total de 5 indentações. Este equipamento tem a capacidade de ampliar a imagem 100 e 500x e está associado a uma consola digital, representada em conjunto com o microdurómetro na figura 77, que permite a captação dos resultados experimentais sem, no entanto, ser necessário a utilização da equação 31, que se encontra já inserida no software da consola.



Figura 77 a) Microdurómetro *Mitutoyo HM-112*; b) Consola digital.

Todavia para que haja a correta captação dos resultados, o microdurômetro é integrado com dois micrômetros na ocular do equipamento, representado na figura 78, que permitiram a parametrização dos diâmetros d_1 e d_2 das indentações, possibilitando a que a consola digital faça o cálculo da dureza.

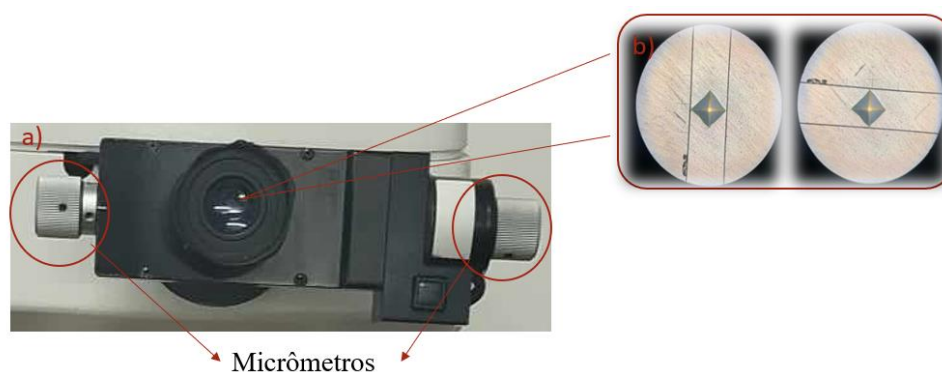


Figura 78- a) Ocular do microdurômetro; b) Medição das indentações.

Na tabela 34, encontram-se os dados adquiridos provenientes dos ensaios de microdureza aos provetes L4F8T6 e L4F8H5.

Tabela 34- Resultados adquiridos no laboratório da UNIDEMI.

Designação da amostra:	D_1 (μm):	D_2 (μm):	Dureza (HV):
L4F8T6	52,63	51,72	340,60
	52,27	51,82	342,30
	52,79	51,47	341,20
	52,93	51,61	339,40
	52,78	52,29	336,00
L4F8H5	51,91	55,17	323,40
	54,93	53,50	315,50
	53,65	53,59	322,50
	53,65	54,51	317,00
	52,38	54,44	325,00

3.4 Ensaios de tração uniaxial

3.4.1 Fundamentos teóricos dos ensaios à tração

Os ensaios de tração são apresentados sob a forma de uma curva tensão-extensão (σ - ϵ). A tensão axial σ , resulta da divisão da força aplicada, P, pela área inicial da secção transversal do provete, A_0 . Esta relação encontra-se retrata pela equação 32.

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (32)$$

Por outro lado, a extensão nominal, é uma variável adimensional e resulta do quociente entre a variação do comprimento inicial retratado por Δl e o comprimento inicial, designado por l_0 . A seguinte relação pode ser observada pela equação 33.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l-l_0}{l} \quad (33)$$

Assim, a partir do gráfico tensão-extensão nominal é possível retirar algumas propriedades mecânicas do material, representadas na figura 79, tais como: a tensão de cedência, σ_c , a tensão de rutura, σ_R , a tensão de fratura, σ_f , a extensão de cedência, ε_c , a extensão de fratura, ε_f e a partir do declive da reta na fase linear do gráfico, ou a região elástica, o módulo de Young, E .

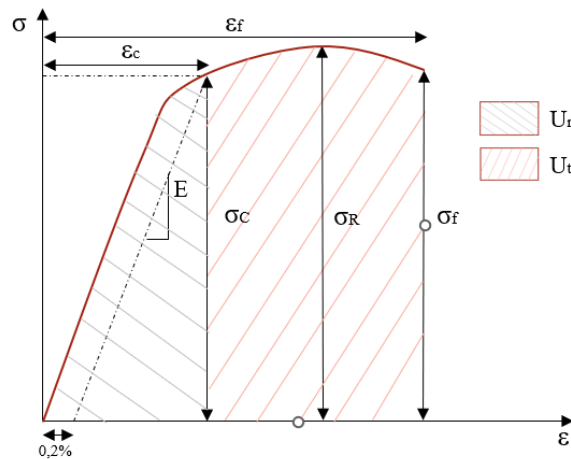


Figura 79- Exemplo genérico de uma curva tensão-extensão nominal.

Através da área do gráfico, representado na figura 79, é ainda possível tirar características como a resiliência, U_r e a tenacidade, U_t de um material, que definem a quantidade de energia que o mesmo é capaz de absorver, quando deformado elasticamente e plasticamente, respetivamente. E podem ser calculados a partir das equações 34 e 35 [99].

$$U_r = \frac{1}{2} \times \sigma_c \times \varepsilon_c = \frac{\sigma_c^2}{2E} \quad (34)$$

$$U_T \approx \frac{\sigma_R + \sigma_c}{2} \varepsilon_f \quad (35)$$

No entanto, a curva de tensão-extensão nominal, não fornece uma indicação real das características de deformação do material, uma vez que a nomenclatura se baseia nas características iniciais do provete, que na verdade, variam continuamente durante o ensaio de tração. Assim de modo a poder-se calcular a verdadeira extensão e tensão, a que o provete foi sujeito recorre-se às equações 36 e 37 [99].

$$\varepsilon' = \ln(\varepsilon + 1) \quad (36)$$

$$\sigma' = \sigma(\varepsilon + 1) \quad (37)$$

Sendo esperados valores de extensão verdadeira inferiores ao nominal, contudo no que trata a tensão verdadeira, esperasse valores superiores aos verificados nas tensões nominais.

No que trata a região de deformação plástica, a mesma pode ser traduzida pela equação 38 [99].

$$\sigma' = K \varepsilon'^n \quad (38)$$

Desta equação 38 a variável n , representa o expoente de encruamento, que nada mais é do que o declive bilogárítico do gráfico representado na figura 80. E o mesmo, pode variar entre 0 (sólidos perfeitamente plásticos) e 1 (sólidos perfeitamente elásticos), o que significa que quanto menor o expoente de encruamento mais plástico é o comportamento do material. Por outro lado, a variável K , coeficiente de resistência, representa a tensão verdadeira para quando $\varepsilon' = 1,0$, que no caso dos sólidos perfeitamente plástico $K=E$ [99].

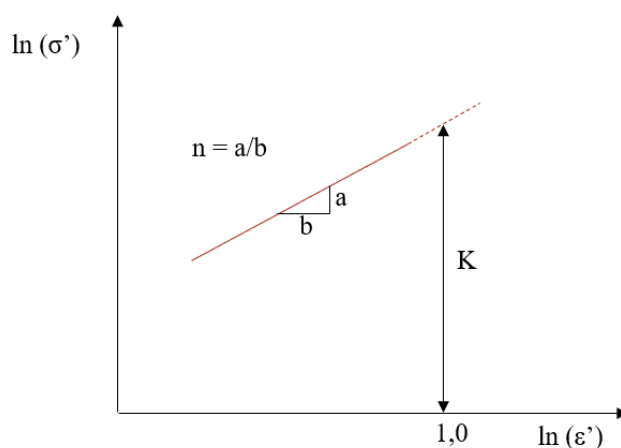


Figura 80- Representação gráfica bilogárítica da equação $\sigma' = K \varepsilon'^n$.

3.4.2 Procedimento experimental do ensaio à tração

Os ensaios mecânicos de tração uniaxial, foram realizados com o auxílio do Senhor Professor Doutor António Mário Pereira no CDRSP-Leiria segundo a norma E8-22 que estabelece que os mesmos devem ser realizados à temperatura ambiente [89]. No que trata o equipamento utilizado para os ensaios o mesmo encontra-se retratado na figura 81 a), e consiste na máquina universal de ensaios, da marca Instron, modelo 4505, acompanhado de uma célula de carga de 100kN, representada na figura 81 b).



Figura 81 – a) Equipamento de ensaios de tração uniaxial, b) Célula de carga com capacidade de 100KN.

Na figura 82 b) encontra-se ilustradas as amarras utilizadas nos ensaios de tração e na figura 82 a) a suas dimensões.

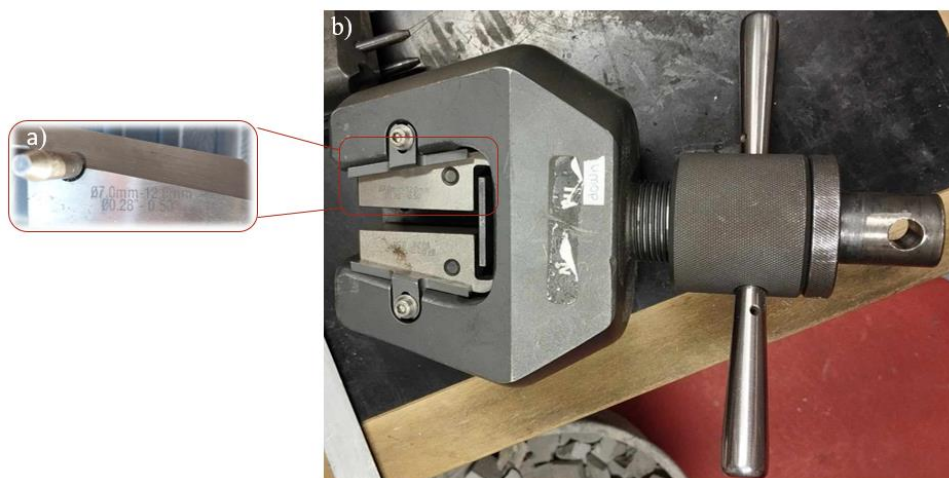


Figura 82-a) Cunha, b) Amarra.

O controlador, da marca Instron, modelo 4000 foi utilizado nos ensaios de tração uniaxial (ver figura 83) para a captação dos dados e definição da velocidade de estiramento do provete que nos ensaios experimentais realizados foi de 1mm/min, por se tratar de uma velocidade baixa.



Figura 83- Controlador de comando do equipamento Instron e do modelo 4000.

Antes de se dar início aos ensaios foi ainda necessário proceder à calibração do equipamento a partir do controlador, por forma a garantir um deslocamento e força inicial igual 0. Estando todas estas condições asseguradas o ensaio teve início e é dado por concluído após a fratura do provete em análise. Na figura 84, mostra a evolução do provete durante o ensaio. Os dados obtidos são posteriormente guardados em formato CMV para serem tratados.



Figura 84- Esquema de evolução do provete durante o ensaio de tração: a) Antes de ser amarrado na parte superior; b) Estricção antes da fratura; c) Fratura do provete.

3.5 Ensaios à fadiga

3.5.1 Fundamentos teóricos dos ensaios à fadiga

Os ensaios de fadiga são uma técnica fundamental para a análise do comportamento dos materiais, uma vez que a grande maioria da falha nos componentes mecânicos se deve à aplicação de cargas cíclicas, que provocam a nucleação de fendas entre os limites do grão, para valores de tensão, muitas vezes inferiores à tensão limite de elasticidade. Resumidamente, nestes ensaios os provetes são submetidos a uma força cíclica, que vai diminuindo de patamar para patamar e vai-se registado o número de ciclos, N_F , e o valor da tensão, σ_F , para o qual o provete fraturou. Após a obtenção de todos os pontos, de acordo com os patamares definidos, é possível obter uma curva, denominada de curva S-N, regida pela equação 39, que irá permitir perceber qual é a tensão mínima necessária para que o provete atinga a ruína com um determinado número de ciclos.

$$\sigma_F = aN_F^b \quad (39)$$

Habitualmente nestes ensaios as cargas cíclicas, apresentam um formato sinusoidal, e são caracterizadas pela existência de um conjunto de variáveis retratadas na figura 85.

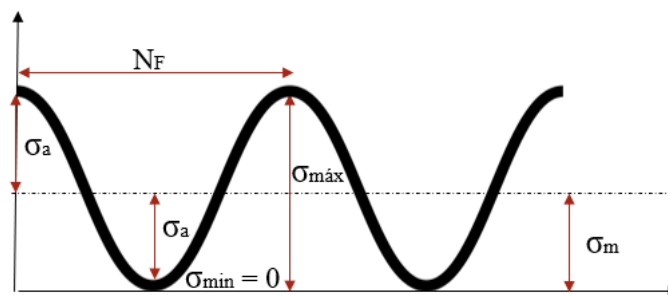


Figura 85- Ciclo de tensões sinusoidal- Caso particular de uma tensão pulsante.

As variáveis indicadas na figura 85 são representativas da amplitude de tensão, σ_a , que poderá ser calculada pela equação 40; da tensão média, σ_m , representada na equação 41; e da tensão mínima e máxima, representadas, respetivamente pelas variáveis σ_{min} e $\sigma_{máx}$.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (40)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (41)$$

Todavia, apesar de não estar representado graficamente, a razão de tensões, retratada por R, (ver equação 15) é outra variável bastante importante, que para além de ter influência no comportamento à fadiga como mencionado no subcapítulo 2.6.1. permite também caracterizar o tipo de ciclo. Quando $R = -1$ o ciclo é denominado e pulsante para quando $R = 0$ é designado por ciclo alternado.

3.5.2 Procedimento experimental do ensaio de fadiga

Os ensaios à fadiga foram realizados com o auxílio do Senhor Professor Doutor António Mário Pereira responsável pelo Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Superior de Tecnologia e Gestão do Instituto Politécnico de Leiria (IPL). No que trata o equipamento utilizado para os ensaios à fadiga o mesmo foi um equipamento servo-hidráulico de ensaios mecânicos, Instron 8802, com uma capacidade de carga de 100kN (figura 86).

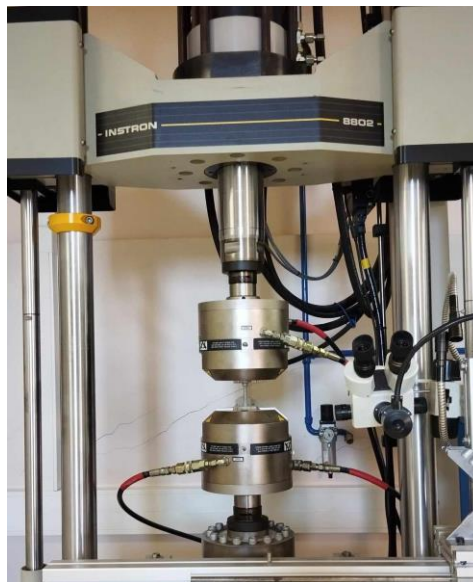


Figura 86- Máquina servo-hidráulico de ensaios mecânicos Instron 8802.

À semelhança dos ensaios de tração uniaxial, o procedimento inicia-se com a adequação das cunhas de acordo com as dimensões do provete, seguida da respetiva medição dos diâmetros da secção reduzida dos mesmos. Finalizado este processo, torna-se necessário definir no controlador Instron 8000 (figura 87) os principais parâmetros utilizados para a realização dos ensaios.



Figura 87- Controlador, Instron 8000.

Foi então definida uma onda sinusoidal de amplitude constante, com uma razão de tensão de valor $R=0$ e uma frequência de 10 Hz. Este controlador também permitiu definir os limites do ensaio, sendo estes definidos de acordo com a força e deslocamentos que são verificados antes do seu início.

Relativamente ao valor das forças máximas e mínimas utilizadas durante os vários patamares constituintes da curva S-N, começou-se por definir primariamente os valores associados ao primeiro patamar. Como os provetes não foram maquinados, e sabendo de antemão que a tensão limite de fadiga para os provetes não maquinados é cerca de 1/3 a 1/2 da dos provetes maquinados [68], [100], foi então definida uma tensão para o primeiro patamar de cerca de metade das anteriormente vistas na tabela 17 (ver subcapítulo 2.5.4), tendo-se começado por uma tensão de 404,36 MPa que corresponde a 15.74 kN, enquanto os restantes patamares, e, portanto, forças máximas, foram definidas como metade do valor utilizado no patamar anterior. A força mínima por outro lado foi estabelecida por forma a garantir uma razão de tensões para quando $R=0$. No 4º capítulo estão apresentados os valores dos patamares dos ensaios. Durante o decorrer dos ensaios foram testados um total de 13 provetes: 3 para cada um dos patamares 1º e 2º; 5 para o 3º patamar, e 2 que não fraturam uma vez que ultrapassaram os 10^6 ciclos, sendo considerados como tendo vida infinita.

3.6 Fratografia

A análise da superfície de fratura foi realizada no Centro de Investigação de Materiais (CENIMAT) da FCT-UNL, sob o auxílio do Senhor Professor Doutor Rui Silva, responsável pelo microscópio eletrónico de varrimento (SEM), Zeiss DSM 962.

Para se dar início à análise fratográfica, começou-se por limpar a superfície de fratura dos provetes L4T3 e L4F1, com azoto comprimido, por forma a garantir a inexistência de impurezas no local de análise. Posteriormente, procedeu-se à fixação dos mesmos, no respetivo suporte, para colocação no interior do microscópio eletrónico de varrimento, tal como apresentado na figura 88.

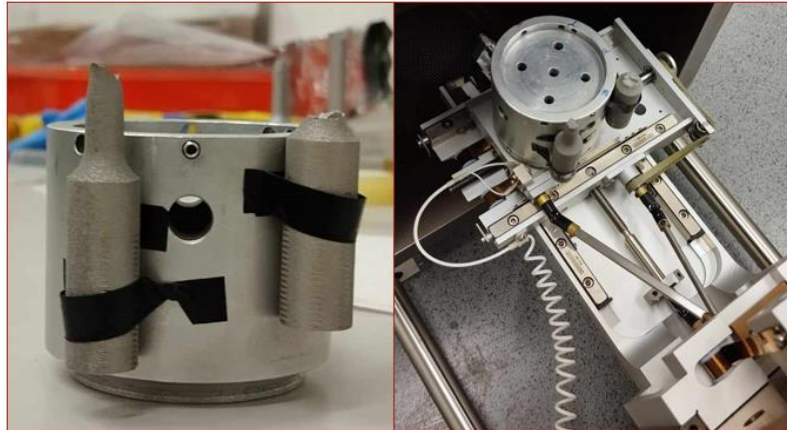


Figura 88- Fixação dos provetes para análise no SEM.

Estando toda a preparação concluída, iniciou-se o vácuo no interior do microscópio. E após alguns minutos, começou a análise da superfície, que a partir da incidência de um feixe de elétrons sobre as amostras combinado com a existência dos detectores representados na figura 89, foi possível obter-se as imagens da superfície de fratura, bem como determinar, a composição química de cada elemento desejado.

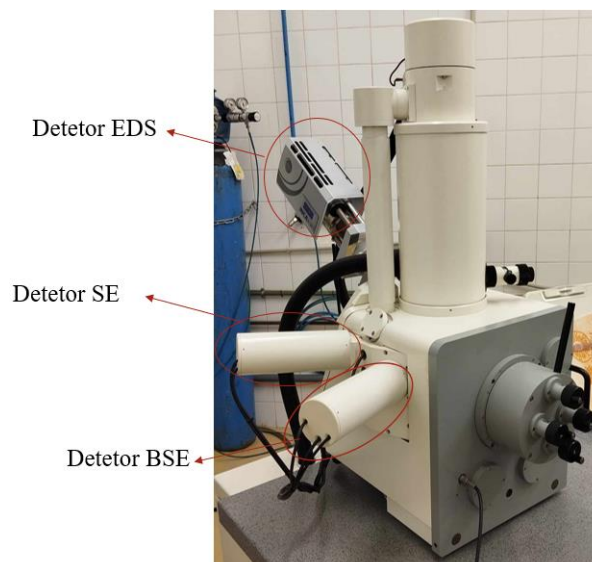


Figura 89- Microscópio eletrônico de varrimento, Zeiss DSM 962.

Cada um dos detectores representados na figura 89, tem uma função diferente: o detetor EDS através da energia dos fótons do raio-X, emitidos pelos átomos excitados, permite identificar os elementos químicos em análise, o detetor SE por outro lado, permite analisar a topografia da superfície, fornecendo uma visualização espacial, resultado dos elétrons de baixa energia, e por fim, o detetor BSE viabiliza o contraste das cores da superfície, abrindo a possibilidade de distinguir a presença de poros e outros defeitos, derivado à análise do número atômico de cada elemento.

3.7 Análise de defeitos

A análise de defeitos teve como recurso a tomografia, mais especificamente um nanotomógrafo, com os parâmetros e especificações revelados na tabela 35. Este equipamento é do modelo *SKYSCAN 2214* pertencente à *Brucker* no Centro de Recursos Minerais e Ambiente (CERENA) - *Multiscale Imaging Lab-MIL*, e a sua utilização teve como objetivo a análise dos defeitos internos do provete fraturado L4T2 e da amostra L1E2H1.

Tabela 35- Especificações e Parâmetros utilizados no nanotomógrafo SKYSCAN2214.

Especificações e Parâmetros:	Descrição:
Camera	FlatPanel
Filtro	Cobre
Tensão (kV)	130
Corrente (μ A)	66
Resolução (μ m)	3,37
Exposição (ms)	3200
Passo ($^{\circ}$)	0,4

Basicamente a nanotomografia trata-se de uma técnica não destrutiva que funciona a através da incidência de um feixe raio-X. A partir dos softwares como o CTvox, Ctan e NRecon é possível tratar, visualizar e analisar a imagem tridimensional de todo o provete, tanto à superfície como no seu interior. O tratamento da imagem em fatias permitiu detetar exclusivamente poros e as suas dimensões, como pode ser observado na figura 90 e tabela 36.

Tabela 36- Volume e área superficial de defeito encontradas nas amostras testadas.

Amostras:	Número de defeitos:	Volume total de defeito (μ m ³):	Área superficial total de defeito(μ m ²):
L4T2	2	970	585,7
L1E2H1	140	334270	104027

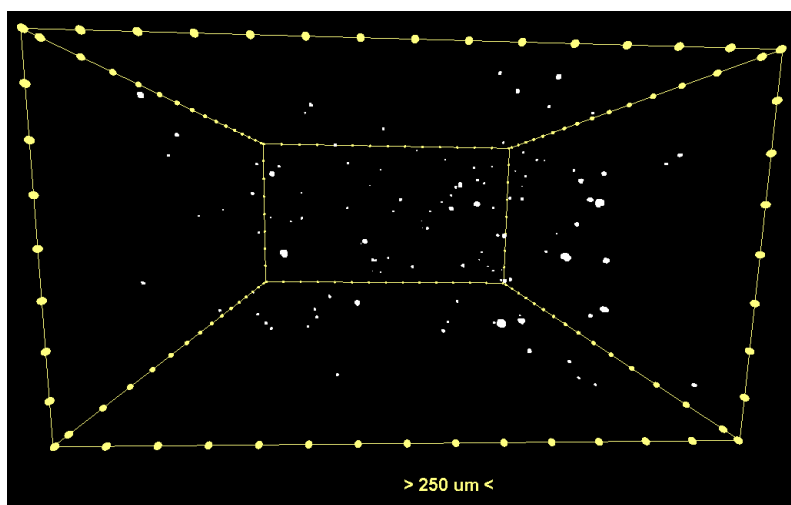


Figura 90- Imagem dos poros adquirida a partir da nanotomografia feita à amostra L1E2H1.

4. Análise e discussão dos resultados experimentais

4.1 Análise e discussão dos resultados de dureza e metalográficos

De forma a realizar o tratamento estatístico segundo a norma da ASTM E384-22 [98], torna-se necessário a determinação de certos parâmetros como a média, o desvio padrão e o intervalo de confiança para 95 % (IC_{95%}) para os valores de dureza obtidos nas várias amostras da liga de Ti-6Al-4V. Para o efeito, utilizou-se o software estatístico MiniTab 17 para determinar se as durezas das amostras L1E1T1, L1E1T3, L1E1T4, L4F8T6 e L4F8H5 seguiam uma distribuição normal.

O MiniTab 17 utiliza o teste de Anderson-Darling, que avalia se o conjunto de valores da amostra segue algum tipo de distribuição estatística específica. Através da construção dum gráfico de probabilidade, que exhibe o valor de probabilidade (valor-p), determinado a partir do parâmetro estatístico AD (parâmetro estatístico do teste Anderson-Darling). Neste caso, se o valor-p for igual ou superior a um nível de significância, $\alpha = 0,05$, aceita-se a hipótese de os dados seguirem a distribuição de probabilidade em teste. Desta forma utilizando os resultados dos ensaios de microdureza (tabelas 33 e 34), foram obtidos os gráficos das figuras 91-95.

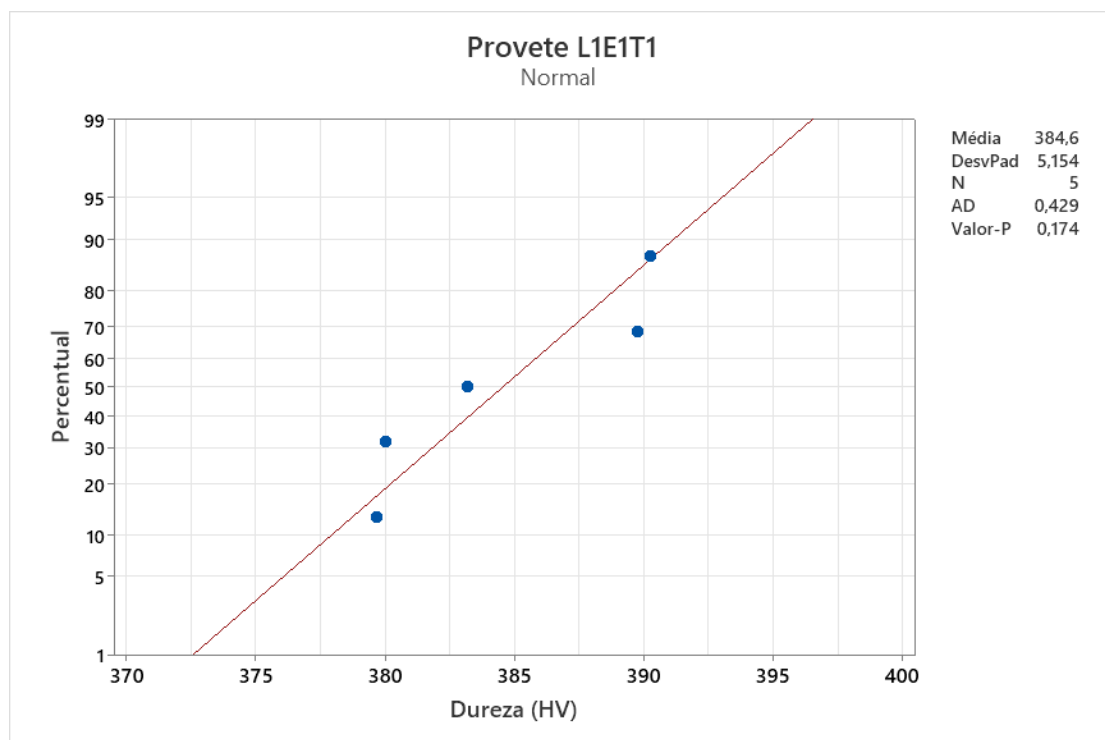


Figura 91- Gráfico de probabilidades para a amostra L1E1T1.

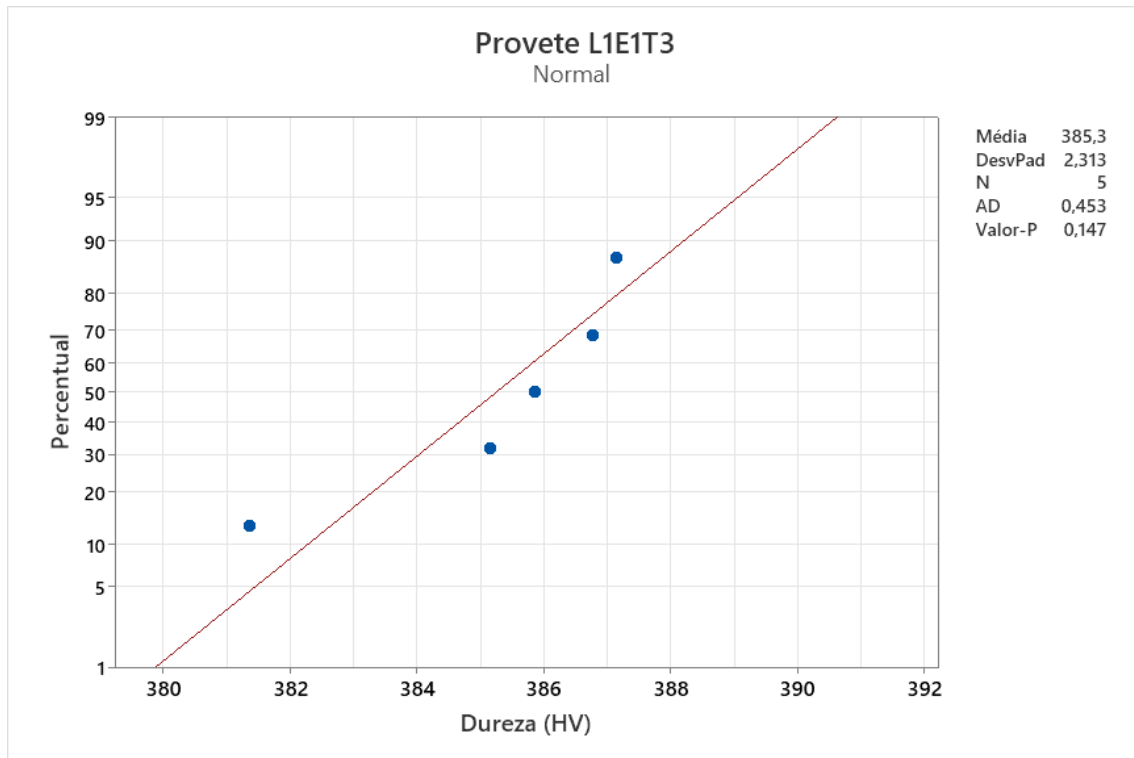


Figura 92- Gráfico de probabilidades para a amostra L1E1T3.

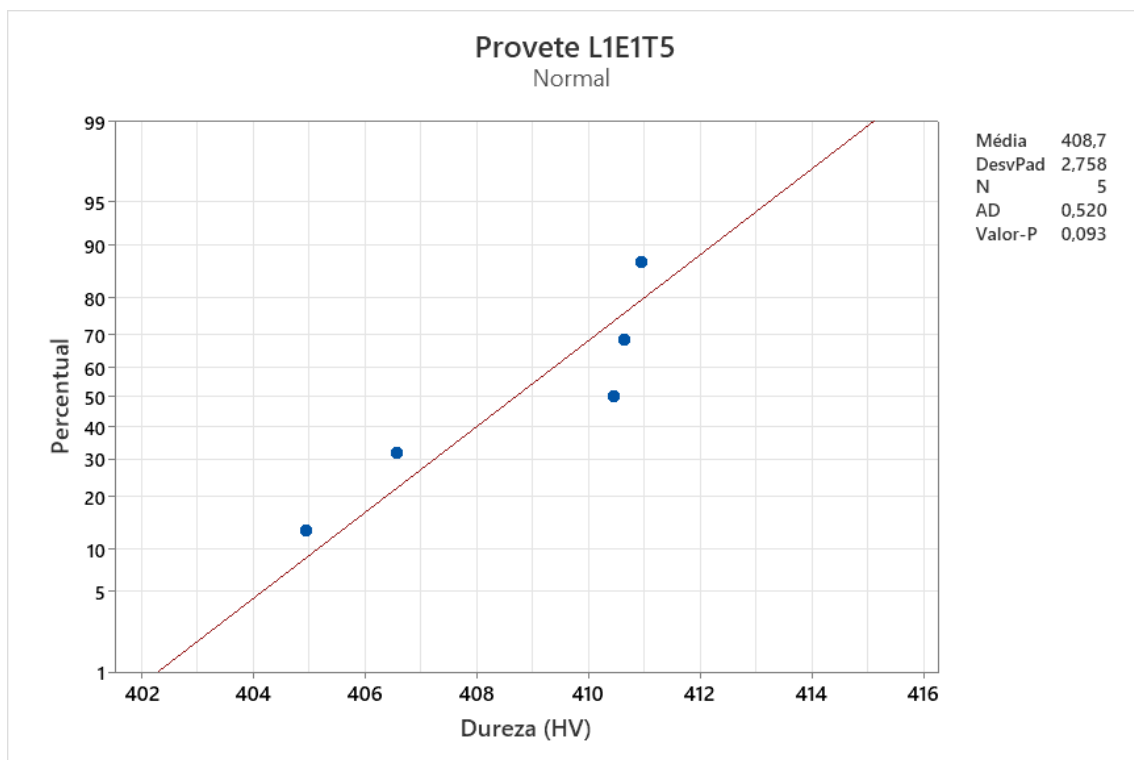


Figura 93- Gráfico de probabilidades para a amostra L1E1T5.

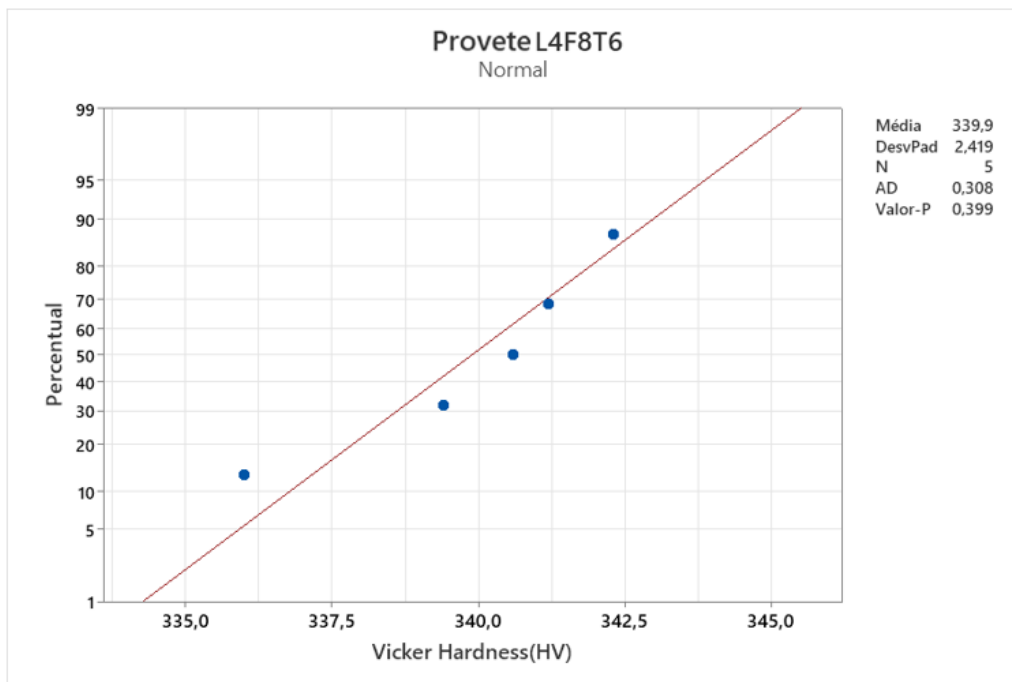


Figura 94- Gráfico de probabilidades para a amostra L4F8T6.

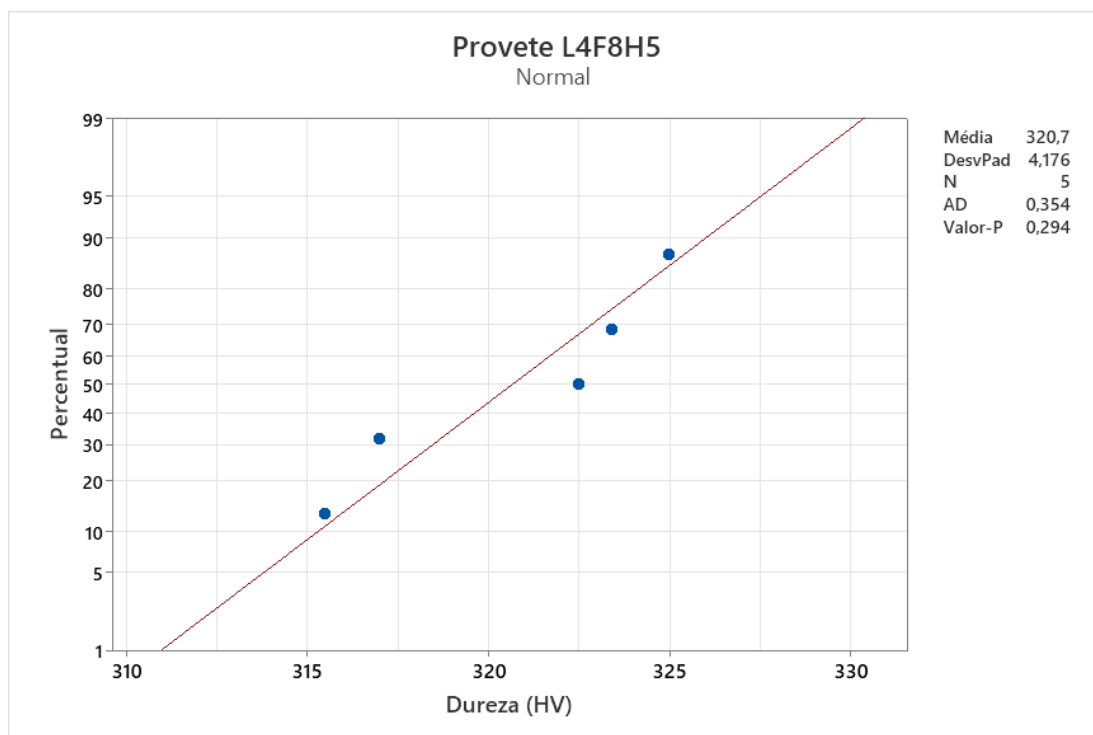


Figura 95- Gráfico de probabilidades para a amostra L4F8H5.

Os resultados provenientes do teste de *Anderson-Darling*, e representados nas figuras 91-95 comprovaram a boa adequabilidade dos resultados relativos à dureza, apresentando uma distribuição estatística normal, permitindo assim obter os valores da dureza de acordo com a norma da ASTM E384-22 [98] para as diferentes amostras (tabela 37).

Tabela 37 - Dureza Vickers obtida para as várias amostragens, bem como a indicação da média, desvio padrão amostral e IC_{95%}.

Designação da amostra:	Média (HV):	Desvio Padrão	IC _{95%}	Valor de Dureza de acordo com a norma da ASTM E384-22 [98].
L4F8T6	339,9	2,419	2,120	339,9 ^{+2,419} _{-2,120} HV 0,5
L4F8H5	320,7	4,176	3,660	320,7 ^{+4,176} _{-3,660} HV 0,5
L1E1T1	384,6	5,154	4,518	384,6 ^{+5,154} _{-4,518} HV 0,2
L1E1T3	385,3	2,312	2,027	385,3 ^{+2,312} _{-2,027} HV 0,2
L1E1T5	408,7	2,756	2,417	408,7 ^{+2,756} _{-2,417} HV 0,2

É de notar que a partir da tabela 37 observa-se alguma diferença entre os valores das durezas para as várias amostras, apesar da coerência encontrada com literatura (ver tabela 17). O motivo mais óbvio e notório relaciona-se com a existência de 2 grupos amostrais de diferentes lotes. O lote 1 apresenta uma dureza superior ao lote 4. Que possivelmente está associado a diferentes taxas de arrefecimento durante o processo, o que vai em conta às evidências demonstradas na superfície do provete (apresentava um tom amarelado). Este defeito deve-se à falta de escoamento de calor. No lote 4 tal defeito não se verificou, sustentado pelo facto de os pós utilizados no CENFIM terem sido pré aquecidos até uma temperatura de 80°C, e terem sido mantidos a uma temperatura no cilindro de 71,2 °C (subcapítulo 3.2.2), à semelhança do que foi executado por Alamos et al. [91]. Outro fenómeno que possivelmente também corrobora esta premissa relaciona-se com a diferença entre as durezas das amostras L1E1T1 e L1E1T5; havendo uma dureza superior, na parte do provete (L1E1T5) com maior diâmetro, que para além de coincidir com o local de fissuração (figura 47), com acabamentos superficiais em bruto, é uma zona mais maciça com uma maior dificuldade para escoar o calor. Contudo esta diferença de durezas entre as amostras do mesmo lote é inferior a 10%, podendo haver fatores como porosidades, presença de alguma impureza na superfície ou até erros humanos de leitura que poderão estar também na origem da diferença de dureza entre as amostras L1E1T1 e L1E1T5.

Por outro lado, algumas conclusões também podem ser retiradas, da diferença de durezas nas secções transversais e longitudinais das amostras provenientes do lote 4. Uma vez que apresentam valores distintos, revelando possivelmente um comportamento anisotrópico, como demonstrado por alguns autores (ver subcapítulo 2.5.3). Uma vez que neste processo o crescimento do grão é orientado pela direção de fabrico enquanto o crescimento das porosidades se dá na perpendicular da mesma [57]. Todavia, esta diferença de durezas é inferior a 10%.

4.2 Análise e discussão dos resultados dos Ensaios de tração e fratura

Para a obtenção das curvas de tensão-extensão nominal, e tensão-extensão verdadeira, representadas nas figuras 96 e 97 utilizou-se a ferramenta Excel, para o tratamento de dados. Assim, para o efeito utilizaram-se as equações 32 e 33 (ver subcapítulo 3.4.1), em conjunto com o diâmetro real dos provetes, representados na tabela 38.

No que trata as Curvas de Tensão-Extensão verdadeiras, as mesmas foram obtidas a partir das equações 36 e 37 (ver subcapítulo 3.4.1), no entanto só é possível observar a sua extensão até à estricção, ou seja, até à tensão de rotura, uma vez que a sua validade está restrita até este patamar.

Tabela 38 – Dimensões utilizadas para a determinação das curvas Tensão-Extensão.

Nomenclatura do provete:	Diâmetro(mm):	Zona de medição do extensómetro(mm):
L4T5	7,00	25,00
L4T6	7,00	25,00

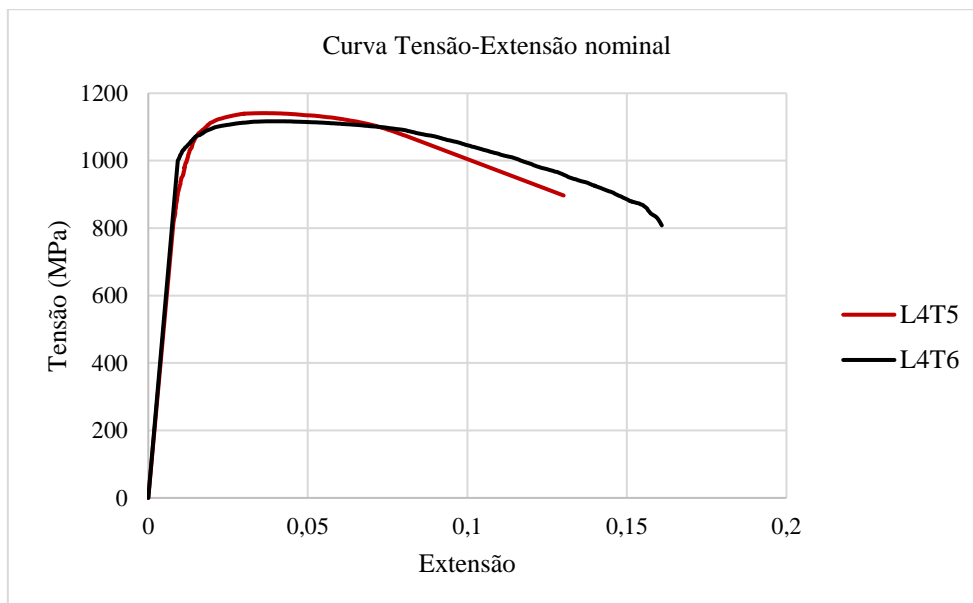


Figura 96 – Curvas de Tensão-Extensão nominal dos provetes L4T6 E L4T5.

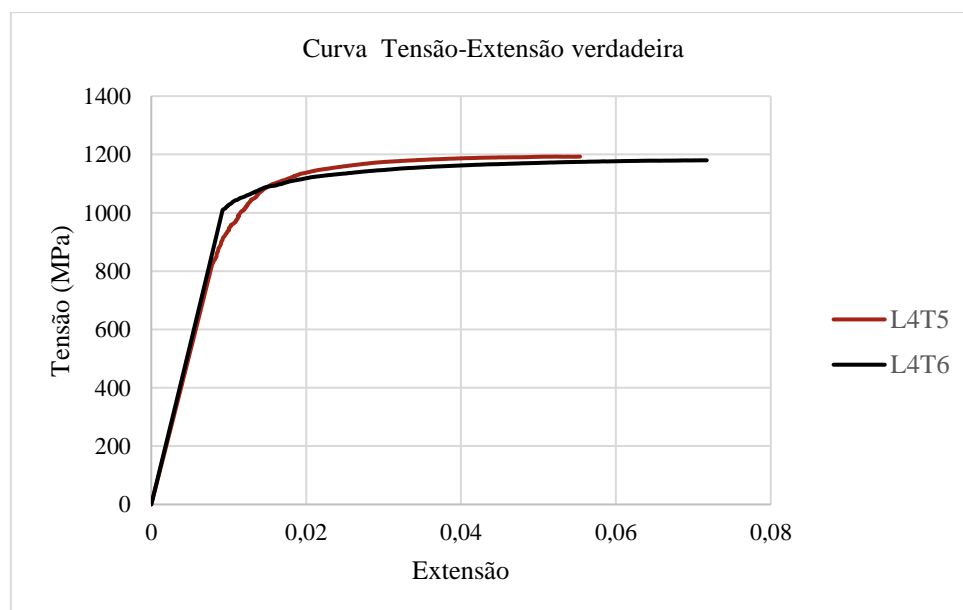


Figura 97- Curvas de Tensão-Extensão verdadeira dos provetes L4T6 E L4T5.

Com a obtenção das curvas, foi então possível determinar algumas das propriedades mecânicas que caracterizam a liga Ti-6Al-4V, produzida pelo processo SLM. Assim na tabela 39, estão representadas as principais propriedades (nominais e verdadeiras) que caracterizam o comportamento estático desta liga, nomeadamente o módulo de Young, a tensão de cedência, a tensão de rotura, a extensão de cedência e a extensão de rutura. Na tabela 40, por outro lado está respetivamente apresentado o valor da Resiliência e Tenacidade da liga de TI-6Al-4V, produzida via SLM.

Tabela 39- Propriedades mecânicas de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por SLM no estado de como fabricado.

Provete:	Curva:	Módulo de Young (GPa):	Tensão de Cedência (MPa):	Tensão de Rutura (MPa):	Tensão de Fratura (MPa):	Extensão de Cedência (mm/mm):	Extensão à Fratura (mm/mm):
L4T5	Nominal	103,5	988	1141	897	0,0115	0,1302
	Verdadeira	105,3	1005	1193	-----	0,0116	-----
L4T6	Nominal	108,2	1030	1117	808	0,0108	0,1609
	Verdadeira	109,9	1056	1180	-----	0,0121	-----
Média	Nominal	105,9	1009	1129	852,5	0,0112	0,1456
	Verdadeira	107,9	1030,5	1186,5	-----	0,0185	-----

Tabela 40- Tenacidade e resiliência de uma liga de Ti-6Al-4V produzida por SLM no estado de como fabricado.

Provete:	Resiliência (kJ/m ²):	Tenacidade (kJ/m ²):
L4T5	5,681	138,598
L4T6	5,562	172,002
Média	5,650	155,646

A partir da curva tensão-extensão verdadeira, foi ainda possível retirar alguns dados relativos à plasticidade da liga de Ti-6Al-4V, a partir da equação 38, que descreve a região de deformação plástica uniforme do material. Com esse intuito, determinou-se a linha de tendência linear obtida através dos pares $\ln(\sigma')$ e $\ln(\epsilon')$, tal como pode ser observado na figura 98 e 99.

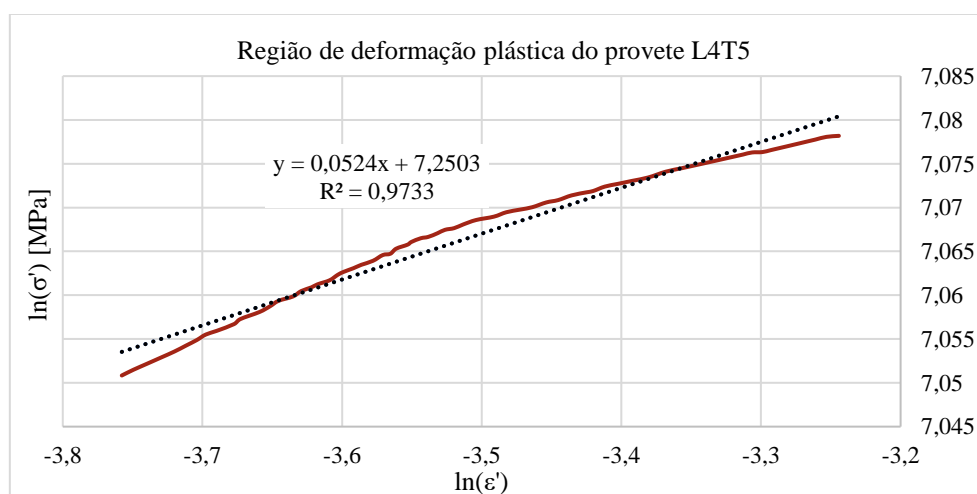


Figura 98- Obtenção da equação linear da região de deformação plástica uniforme do provete L4T5.

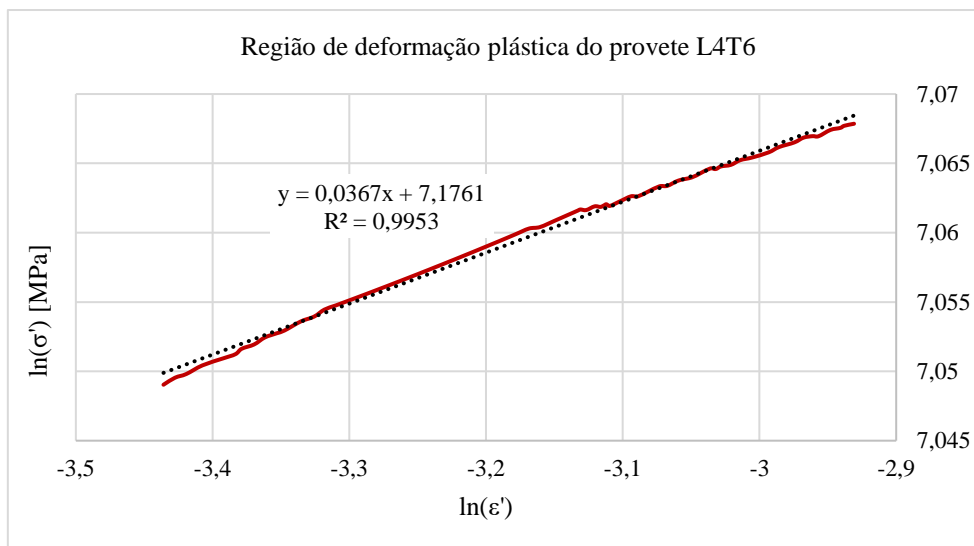


Figura 99- Obtenção da equação linear da região de deformação plástica uniforme do provete L4T6.

A partir da equação 42, é possível então tirar o coeficiente de resistência e ficam assim obtidos os resultados que caracterizam o comportamento plástico desta liga, registrados na tabela 41.

$$\ln(\sigma') = \ln(K) + n \times \ln(\epsilon') \quad (42)$$

Tabela 41- Resultados experimentais do expoente de encruamento e do coeficiente de resistência.

Provete:	Expoente de encruamento (n)	Coeficiente de resistência (K) [MPa]
L4T5	0,0524	1408,530
L4T6	0,0367	1307,800
Média	0,0446	1358,165

Para concluir a caracterização do material, foi feita uma análise à superfície de fratura, do provete L4T3, estando as respetivas imagens apresentadas nas figuras 100-104.

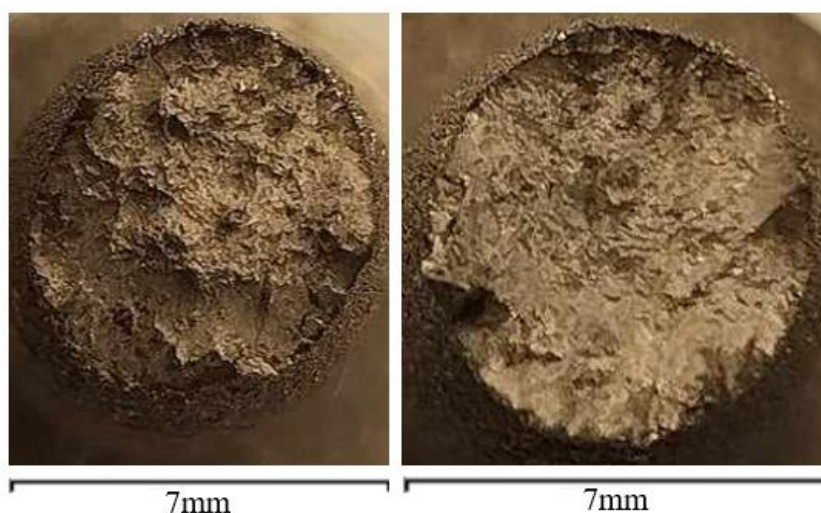


Figura 100- Superfície de fratura macroscópica do provete L4T3.

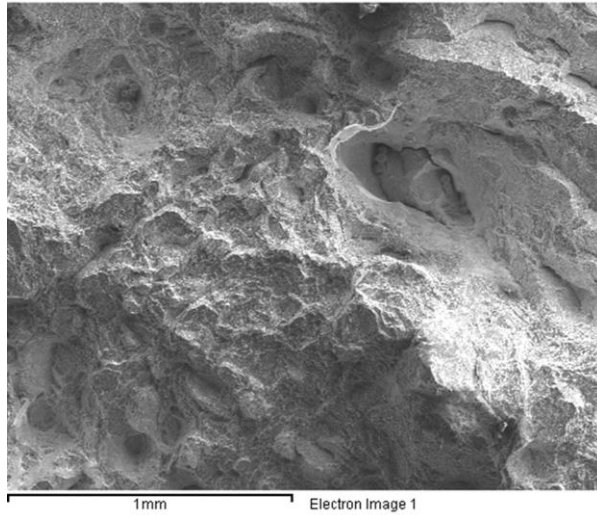


Figura 101- Fratografia da zona interior da superfície de fratura do provete L4T3.

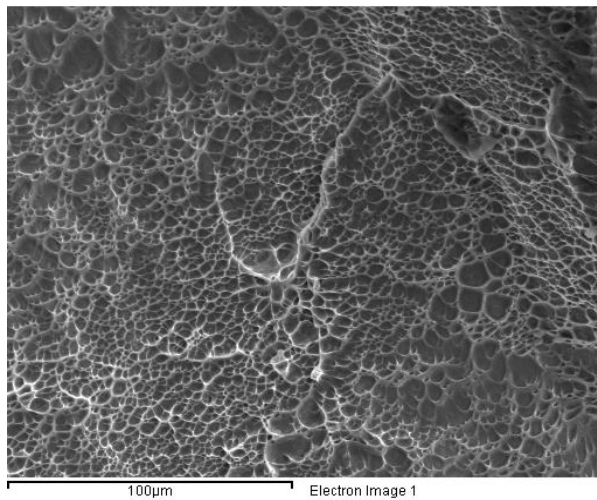


Figura 102- Fratografia da zona interior da superfície de fratura do provete L4T3.

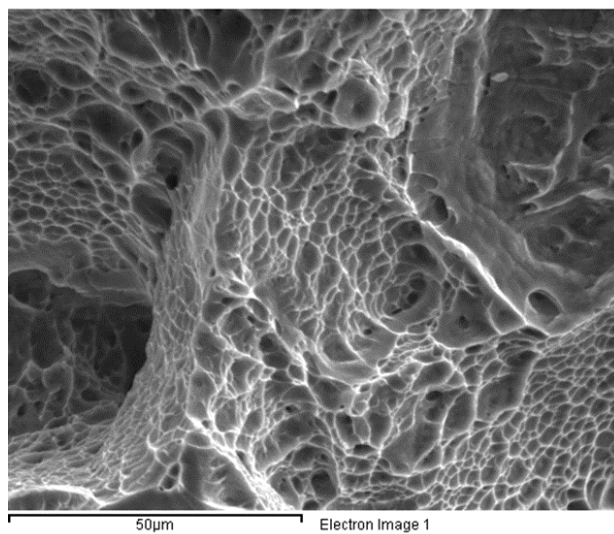


Figura 103- Fratografia da zona interior da superfície de fratura do provete L4T3.

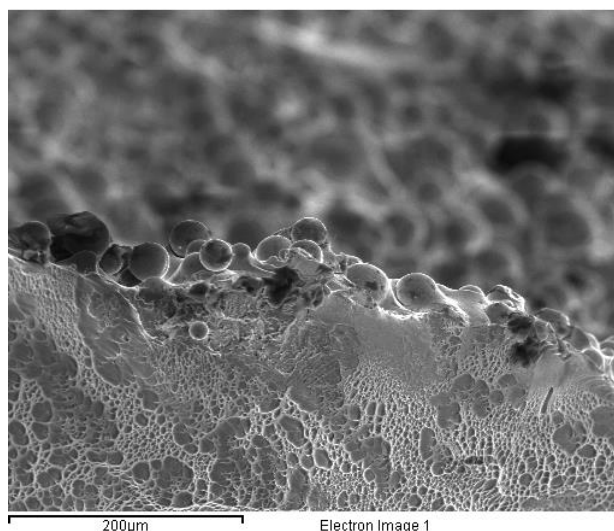


Figura 104- Fratografia nos limites do provete L4T3.

Nos resultados obtidos experimentalmente pelos ensaios de tração, existe coerência com as propriedades mecânicas descritas na literatura (ver tabela 17, subcapítulo 2.5.4). A liga de Ti-6Al-4V analisada apresenta um conjunto de características que provam o seu comportamento dúctil. de acordo Froes F.[1], tipicamente consideram-se dúcteis os materiais cuja extensão de fratura seja superior a 8%, o que é observável nesta liga onde foi obtido um valor de 14,6%. Para além disso, o expoente de encruamento também se revelou indicativo deste comportamento dúctil, tendo-se obtido um valor razoavelmente baixo de 0,0446, indicador que se está a ter uma alta deformação plástica, tal como indicado por Moura Branco[99], e comprovado por Gupta et al. [101], que no seu estudo com a liga Ti-6Al-4V obteve valores semelhantes.

Pela análise da fratografia semelhantes conclusões podem ser retiradas. Tipicamente os materiais dúcteis, apresentam uma superfície de fratura rugosa, com uma cor baça, tal como a apresentada nas figuras 100 e 101. E quando sujeita a uma ampliação superior de observação (ver figuras 102 e 103) é possível de constatar uma estrutura com coalescência de microcavidades, tendo este fenómeno sido observado pelos vários autores [8], [76]. Uma característica da manufatura aditiva SLM encontra-se na figura 104, que são nada mais que os vários grãos de pó com um baixo grau de fusão à superfície, que acabam por ficar naquela disposição, promovendo consecutivamente uma elevada rugosidade superficial.

4.3 Análise e discussão dos resultados dos Ensaios de fadiga e fratografia

Os resultados obtidos relativos aos ensaios de fadiga, encontram-se representados na tabela 42, estando exposta a tensão nominal máxima, associada a cada um dos patamares e o número de ciclos para o qual cada um dos provetes fraturou, segundo uma onda sinusoidal de amplitude constante a uma frequência de 10 Hz e um $R = 0$. Foi assumido também que para um valor de um milhão de ciclos os provetes eram considerados como se tivessem vida infinita, havendo a interrupção do ensaio.

Tabela 42- Resultados dos ensaios experimentais à fadiga.

Provete:	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa]:	N_{max} [kN]:	N_f [ciclos]:
L4F1	404,36	15,740	12698
L4F2	404,36	15,740	13137
L4F3	404,36	15,740	11465
L4F4	205,97	8,0177	142771
L4F5	205,97	8,0177	95351
L4F6	205,97	8,0177	101337
L4F7	153,62	5,9796	296166
L4F9	153,62	5,9796	430000
L4F11	153,62	5,9796	349010
L4F12	153,62	5,9796	274356
L4F13	153,62	5,9796	312016
L4F8	111,03	4,3220	1000000
L4F10	111,03	4,4800	1100000

A partir destes dados foi possível traçar a curva S-N como mostra a figura 105, bem como definir o comportamento do material à fadiga (tabela 43).

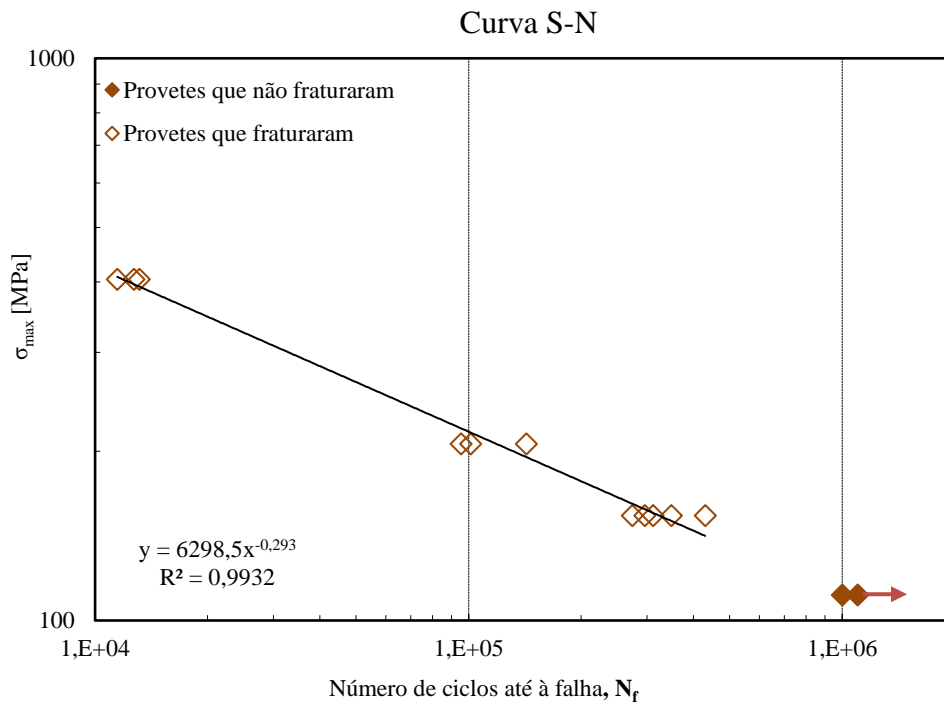


Figura 105- Curva S-N de uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por SLM como fabricado.

Tabela 43- Comportamento à fadiga.

Equação:	Tensão limite de fadiga (MPa):
$\sigma_{w0} = 6298,5x^{-0,293}$	109,96

Por forma a caracterizar com mais detalhe o comportamento à fadiga da liga de Ti-6Al-4V produzida por SLM, analisou-se a superfície de fratura do provete L4F1, ver figuras 106-108, e a composição química de alguns elementos encontrados como mostra a tabela 44.

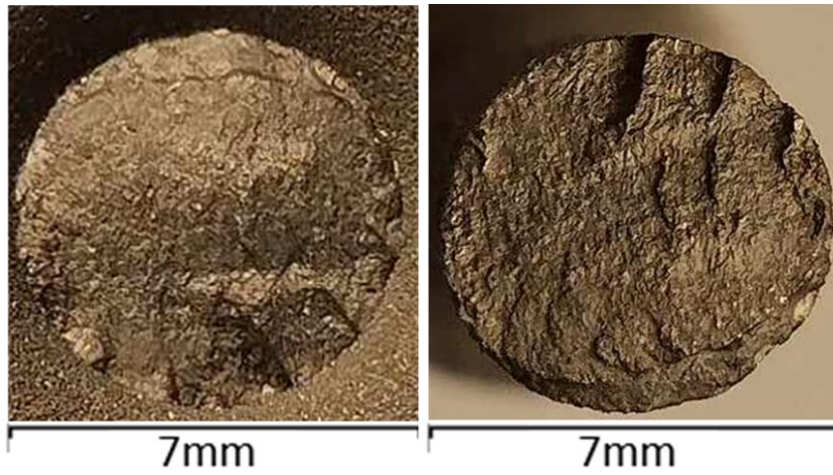


Figura 106- Superfície de fratura macroscópica do provete L4F1.

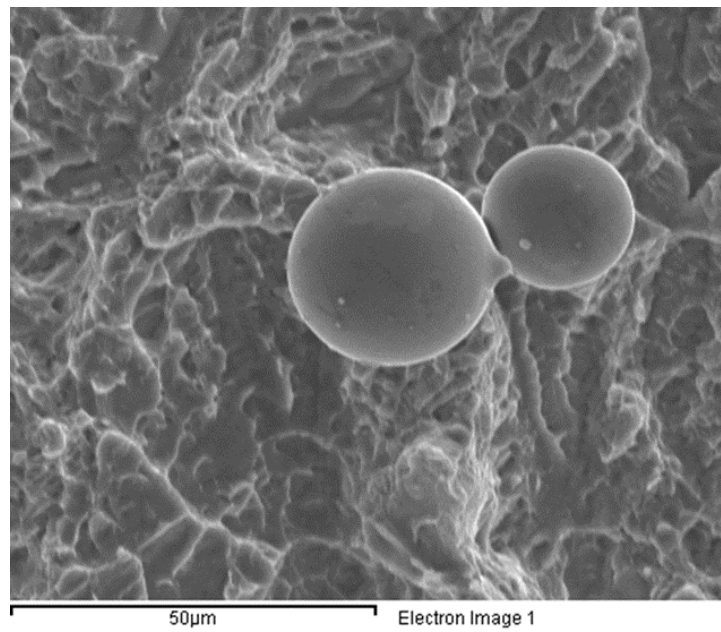


Figura 107- Fractografia, com recurso ao microscópio eletrónico de varrimento, SEM, Zeiss DSM 962 próximo dos limites do provete L4F1.

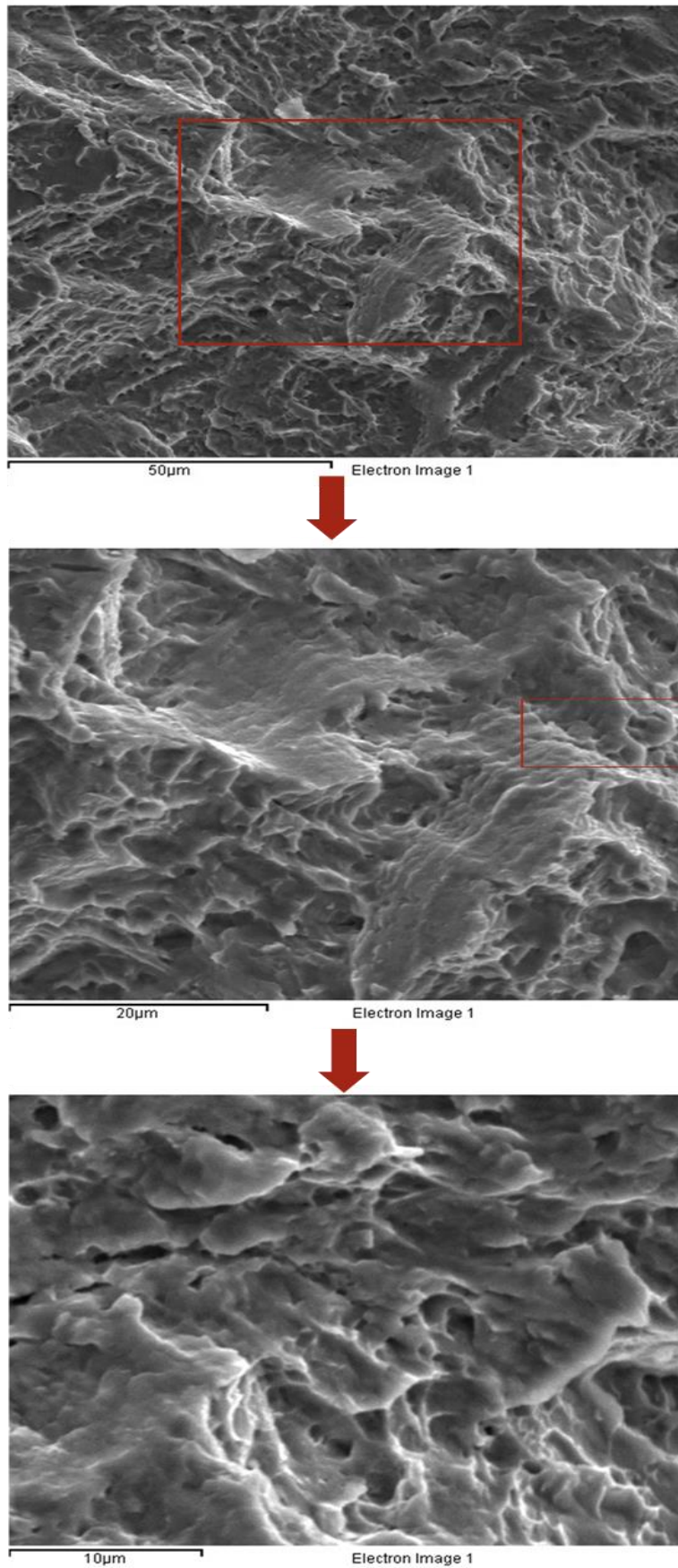


Figura 108- Sequência fractográfica da superfície do provete L4F1 com recurso ao microscópio eletrónico de varrimento, SEM, Zeiss DSM 962.

Tabela 44- Composição química do pó observado na figura 108.

Composição química (% pond.):		
Titânio	Alumínio	Vanádio
88,73	7,49	3,78

Tipicamente a liga Ti-6Al-4V, quando produzida pelos métodos tradicionais e é pós processada, apresenta um comportamento habitualmente dúctil. O que não é muito diferente do observável pela frutografia, que para além de nos revelar um modo de falha intergranular, observa-se uma superfície rugosa. Esta superfície quando ampliada microscopicamente mostra uma fratura dúctil, através da observação de coalescência de microcavidades [102]. Todavia, também é identificável na figura 108 a existência de microclivagem, uma evidência de um comportamento frágil. Este resultado já era esperado, visto que o resultado obtido em relação à tensão limite de fadiga foi à volta de 1/3 do valor autenticado na literatura (ver tabela 17), indicando a fragilização do material. Uma das principais causas deste comportamento frágil é possivelmente a não maquinação dos provetes, uma vez que a rugosidade tem uma forte influência no comportamento à fadiga dos mesmos [87]. Na figura 107, observa-se a existência de dois pós esféricos, que após a análise da sua composição química (tabela 44), comprovou-se serem provenientes do exterior do provete, evidenciado na figura 104. Este fenómeno evidenciou a falta de coesão desta última camada, reforçando assim a importância da maquinação.

4.4 Análise e discussão de resultados dos Ensaios de análise de defeitos

Com base nos resultados adquiridos no subcapítulo 3.7, foi necessário determinar a área projetada dos defeitos tridimensionais por forma a determinar a validade dos modelos estudados na literatura (subcapítulo 2.6.1). Na tabela 45, apresentam-se as respetivas áreas calculadas a partir das equações 43 e 44. Estes defeitos são esféricos, tal como pode ser observado na figura 90.

$$r = \sqrt[3]{\frac{3 \times V}{4 \times \pi}} \quad (43)$$

$$A_{projetada} = \pi \times r^2 \quad (44)$$

Tabela 45 – Áreas de defeito fornecidas a partir do volume dos poros do provete L4T2.

Volume de defeito (μm^3):	Raio de defeito (μm):	Área de defeito projetada (μm^2):	Área de defeito superficial (μm^2):
10	1,34	5,64	19,7
960	6,12	117	566

Pela análise da tabela 45, são logo perceptíveis a diferença entre as áreas de defeito projetada e as áreas de defeito superficial.

Por outro lado, a partir da tabela 36, pode-se retirar conclusões acerca do modo de fabrico das diferentes instituições, tendo-se observado um número muito superior de porosidades para o lote 1 produzido no CDRSP-Leiria, do que para o lote 4 produzido no CENFIM. Uma vez que ambos os processos trabalharam com parâmetros muito semelhantes de densidade de potência, potência laser, velocidade de scan e dimensão

do pó nenhum destes fatores deverá ser o principal causador, para uma diferença tão assinalável do número de defeitos encontrados. Contudo um fator gritante que distingue ambos os procedimentos relaciona-se com o material utilizado em cada equipamento. Para o caso do CENFIM apenas trabalham com dois materiais, existindo tubagens específicas para cada liga que são limpas por um técnico especializado a cada troca, eliminando qualquer tipo de contaminação, o que por sua vez previne alguns dos defeitos estudados na literatura (ver capítulo 2.5.3). Porém o SLM, é um processo muito complexo, com muitas variáveis que irão influenciar o resultado de manufatura

4.5 Modelos de previsão

Na tabela 46 apresentam-se os resultados dos ensaios experimentais, necessárias para comparar os modelos de previsão (ver tabela 47), bem como desenvolver um novo modelo de previsão de vida à fadiga da liga Ti-6Al-4V. E comparou-se o valor da tensão limite de fadiga obtido experimentalmente, com os valores obtidos pelos modelos de previsão, a partir da equação 45, que expressa o erro percentual. Caso os mesmos fossem superiores a 10% o modelo era considerado como não válido.

$$\text{Erro relativo} = \frac{|Tensão\ limite\ de\ fadiga\ de\ acordo\ com\ o\ modelo - Tensão\ limite\ de\ fadiga\ experimental|}{Tensão\ limite\ de\ fadiga\ experimental} \times 100 \quad (45)$$

Tabela 46- Dados experimentais.

Tensão limite de fadiga (MPa):	Dureza (HV):	Área de defeito projetada (μm^2):	Área de defeito superficial (μm^2):
109,96	339,9	122,64	585,7

Tabela 47- Resultados obtidos a partir dos modelos de previsão dos vários modelos.

Autores:	Modelo:	Tensão limite de fadiga (MPa):	Erro (%):
Murakami et al. [77]	$\sigma_w = 1,43 \times (Hv + 120) / (\sqrt{\text{área}})^{\frac{1}{6}}$	440,50	300,60
Tajiri et al. [83]	$\sigma_w = 1,43 \times (Hv + 75) / (\sqrt{\text{área}})^{\frac{1}{6}}$	397,40	261,40
	$\sigma_w = 1,43(Hv + 450)(\sqrt{\text{área}})^{\frac{1}{3}}$	506,76	360,86
Morgado et al.[86]	$\sigma_w = 0,55(Hv + 390)(\sqrt{\text{área}})^{\frac{1}{6}}$	268,89	144,53
	$\sigma_w = 1,53(Hv + 150)(\sqrt{\text{área}})^{\frac{1}{6}}$	502,05	356,57

Na tabela 47, é possível observar um enorme erro proveniente dos modelos de previsão tornando-os inválidos para o estudo em questão. É de notar que o valor da área de defeito, é em muito, inferior à que é apresentada na literatura [78], [84], [87]. No entanto, as conclusões deverão ser cautelosas, até porque como visto na literatura Masuo et al. [68] utilizou e validou o modelo proposto por Murakami para provetes de Ti-6Al-4V, produzidos por SLM. Outro fator importante de realçar é o facto dos modelos de previsão, não contemplarem diretamente a severidade que a rugosidade dos provetes tem no comportamento à fadiga.

Foram então desenvolvidos dois novos modelos de previsão (ver tabela 48), baseados em Murakami [78]. Para o efeito utilizou-se a ferramenta solver integrada no excel, através do método *Generalized Reduced Gradient* (GRG) não linear, a dureza, a área de defeito superficial e a área de defeito projetada (ver tabela 46) obtidas por tomografia.

Tabela 48- Modelos de previsão à fadiga desenvolvidos.

Novo modelo desenvolvido:	Tensão limite de fadiga (MPa):	Error (%):
$\sigma_w = 0,424 \times (Hv + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}$ (área da superfície de defeito)	109,87	0,08
$\sigma_w = 0,51 \times (Hv + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}$ (área de defeito projetada)	109,90	0,06

Uma vez que os erros obtidos foram inferiores a 10%, pode-se concluir que os dois novos modelos de previsão à fadiga desenvolvidos para uma liga de Ti-6Al-4V, produzida por SLM, que utilizam para a contabilização das áreas de defeito a técnica de inspeção não destrutiva nanotomografia, são válidos. Em relação ao modo de contabilização de áreas, não se consegue definir qual das metodologias de contabilização é que melhor descreve o comportamento à fadiga, sendo necessário efetuar mais ensaios.

5. Conclusão e propostas para trabalhos futuros

Da manufatura dos provetes conclui-se que o SLM é um processo bastante complexo, com várias variáveis capazes de influenciar o sucesso na produção de um componente. Esta tecnologia embora reduza o número de processos necessários a aplicar para a obtenção de uma geometria complexa, é ainda bastante dispendiosa quando comparada com os métodos tradicionais, tendo ainda a agravante de por vezes, o pós-processamento das peças ser altamente complicado e moroso.

Contudo pelos resultados obtidos, relativos às propriedades mecânicas, o SLM demonstrou-se promissor uma vez que se conclui uma melhoria das propriedades da liga de Ti-6Al-4V, quando comparada com os métodos tradicionais; ou seja, houve um aumento das tensões de cedência e de rutura, sem, no entanto, haver redução do alongamento.

Havendo pouco conhecimento técnico-científico acerca dos parâmetros do comportamento plástico da liga TC4 conclui-se experimentalmente que o expoente de encruamento, $n=0,0446$, o coeficiente de resistência, $K=1358,165$ MPa, a resiliência, $U_r=5,650$ (KJ/m²) e a tenacidade, $U_t=155,646$ (KJ/m²).

Deste trabalho, foi também possível desenvolver um método sistemático de reaproveitamento dos pós, através da análise e discussão dos resultados do processo de manufatura. Conclui-se também que o ciclo de reciclagem de pós é crucial para o sucesso do produto final e da melhoria das propriedades mecânicas do material. Uma vez, que o material obtido apresentou uma ductilidade superior, mantendo, todavia, um valor de tensão de cedência e de rutura semelhante aos apresentados na literatura.

No entanto no que refere ao comportamento à fadiga, o valor da tensão limite de fadiga foi 1/3 abaixo dos valores apresentados por Masuo et al. [69], Gong et al. [60] e Murakami et al. [70]; o que era expectável, uma vez que, a rugosidade associada a este processo é elevada, e os provetes do presente estudo não foram maquinados.

No que trata os modelos previsão à fadiga apresentados na literatura, chegou-se à conclusão de que nenhum é válido para a liga de Ti-6Al-4V produzida por SLM. Por conseguinte desenvolveram-se os seguintes modelos de previsão para a liga de titânio:

- $\sigma_w = 0,424 \times (Hv + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}$;
- $\sigma_w = 0,51 \times (Hv + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}$;

Estes modelos foram contruídos com base em dois pressupostos diferentes, o primeiro apresentado, baseia-se na área de defeito projetada pelo volume tridimensional, sendo este modelo possivelmente compatível, com o método de contagem de defeitos tradicionais, por usar o mesmo mecanismo de contagem. O último modelo apresentado, por outro lado, parte do pressuposto que toda a área de defeito na superfície irá ter influência no comportamento à fadiga do componente, e não apenas a área projetada.

Relativamente a trabalhos futuros, o autor propõe como continuidade deste trabalho:

- Fazer um estudo à microestrutura dos provetes dos diferentes lotes para estabelecer relações com as condições de arrefecimento e com as propriedades mecânicas obtidas no presente estudo;
- Realizar estudos de propagação de fendas (curvas da/dN-ΔK), e desenvolver um novo modelo previsão baseado no fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga;

- Realizar estudos de propagação de fendas (curvas $da/dN-\Delta K$), e desenvolver um novo modelo previsão baseado no fator de intensidade de tensões no limiar da fadiga;
- Desenvolver novos modelos de previsão à fadiga, tendo em conta o acabamento superficial e o tratamentos térmico;
- Estudo do comportamento anisotrópico associado à manufatura aditiva por SLM;
- Fazer uma análise comparativa de métodos de contagem de defeitos;
- Recorrer à ferramenta de Desenho de Experiências, para determinar que parâmetros/fatores é que mais afetam o comportamento à fadiga do material.

Referências bibliográficas

- [1] F. H. Froes, "Titanium : physical metallurgy, processing, and applications". ASM International, 2015.
- [2] J. Gambogi, "Titanium Statistics and Information | U.S. Geological Survey", United States Geological Survey. Acedido: 7 de Março de 2023 . Disponível em: <https://www.usgs.gov/centers/national-minerals-information-center/titanium-statistics-and-information>
- [3] O. Takeda, T. Uda, e T. H. Okabe, "Rare Earth, Titanium Group Metals, and Reactive Metals Production", *Treatise on Process Metallurgy*, vol. 3, pp. 995–1069, Jan. 2014, doi: 10.1016/B978-0-08-096988-6.00019-5.
- [4] T. H. Okabe e O. Takeda, "Fundamentals of thermochemical reduction of TiCl₄", *Extractive Metallurgy of Titanium: Conventional and Recent Advances in Extraction and Production of Titanium Metal*, pp. 65–95, Jan. 2020, doi: 10.1016/B978-0-12-817200-1.00005-3.
- [5] M. Rajadurai e A. Raja Annamalai, "Effect of various sintering methods on microstructures and mechanical properties of titanium and its alloy (Ti–Al–V–X): A review", *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, vol. 58, n. 4. Allerton Press Incorporation, pp. 434–448, 1 de Julho de 2017. doi: 10.3103/S1067821217040162.
- [6] Z. Liu, B. He, T. Lyu, e Y. Zou, "A Review on Additive Manufacturing of Titanium Alloys for Aerospace Applications: Directed Energy Deposition and Beyond Ti-6Al-4V", *JOM*, vol. 73, n. 6. Springer, pp. 1804–1818, 1 de Junho de 2021. doi: 10.1007/s11837-021-04670-6.
- [7] Q. D. Sun, J. Sun, K. Guo, S. Waqar, J. W. Liu, e L. S. Wang, "Influences of processing parameters and heat treatment on microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V fabricated using selective laser melting", *Adv Manuf*, vol. 10, n. 4, pp. 520–540, Dez. 2022, doi: 10.1007/s40436-022-00389-y.
- [8] A. Ghosh, V. K. Sahu, e N. P. Gurao, "Effect of heat treatment on the ratcheting behaviour of additively manufactured and thermo-mechanically treated Ti–6Al–4V alloy", *Materials Science and Engineering A*, vol. 833, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2021.142345.
- [9] C. Leyens e M. Peters, "Titanium and titanium alloys : fundamentals and applications". Wiley-VCH, 2003.
- [10] R. R. Boyer, "Titanium for Aerospace: Rationale and Applications", Kluwer Academic Publishers, 1995.
- [11] I. Gurrappa, "Characterization of titanium alloy Ti-6Al-4V for chemical, marine and industrial applications", *Mater Charact*, vol. 51, n. 2–3, pp. 131–139, Out. 2003, doi: 10.1016/j.matchar.2003.10.006.
- [12] V. Totolin, V. Pejaković, T. Csanyi, O. Hekele, M. Huber, e M. Rodríguez Ripoll, "Surface engineering of Ti6Al4V surfaces for enhanced tribocorrosion performance in artificial seawater", *Mater Des*, vol. 104, pp. 10–18, Ago. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.04.080.
- [13] M. Sarraf, E. Rezvani Ghomi, S. Alipour, S. Ramakrishna, e N. Liana Sukiman, "A state-of-the-art review of the fabrication and characteristics of titanium and its alloys for biomedical applications", *Bio-Design and Manufacturing*, vol. 5, n. 2. Springer, pp. 371–395, 1 de Abril de 2022. doi: 10.1007/s42242-021-00170-3.

- [14] T. S. Jang, D. E. Kim, G. Han, C. B. Yoon, e H. Do Jung, “Powder based additive manufacturing for biomedical application of titanium and its alloys: a review”, *Biomedical Engineering Letters*, vol. 10, n. 4. Springer Verlag, pp. 505–516, 1 de Novembro de 2020. doi: 10.1007/s13534-020-00177-2.
- [15] A. K. Sachdev, K. Kulkarni, Z. Z. Fang, R. Yang, e V. Girshov, “Titanium for automotive applications: Challenges and opportunities in materials and processing”, *JOM*, vol. 64, n. 5, pp. 553–565, Mai. 2012, doi: 10.1007/s11837-012-0310-8.
- [16] O. Schauerte, “Titanium in automotive production”, *Advanced Engineering Materials*, vol. 5, n. 6. pp. 411–418, 1 de Junho de 2003. doi: 10.1002/adem.200310094.
- [17] F. H. Sam Froes e M. Qian, “Titanium background, alloying behavior and advanced fabrication techniques—An overview”, *Titanium in Medical and Dental Applications*, pp. 23–37, Jan. 2018, doi: 10.1016/B978-0-12-812456-7.00002-0.
- [18] Williams D. E. e H. L. Levingston, “AMES LABORATORY RESEARCH AND DEVELOPMENT REPORT U.S.A.E.C”, 1961.
- [19] C. R. Woodside, P. E. King, e C. Nordlund, “Arc distribution during the vacuum arc remelting of Ti-6Al-4V”, *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, vol. 44, n. 1, pp. 154–165, Fev. 2013, doi: 10.1007/s11663-012-9760-1.
- [20] O. M. Ivasishin, V. M. Anokhin, A. N. Demidik, e D. G. Sawakin, “Cost-effective blended elemental powder metallurgy of titanium alloys for transportation application”, *Key Eng Mater*, vol. 188, pp. 55–62, 2000, doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.188.55.
- [21] F. Froes, S. Mashl, V. Moxson, J. Hebeisen, e V. Duz, “The Technologies of Titanium Powder Metallurgy”, *JOM*, pp. 46–48, 2004.
- [22] M. Hagiwara e S. Emura, “Blended Elemental P_M Synthesis of Titanium Alloys and Titanium Alloy-based Particulate Composites”, em 2006 POWDER METALLURGY World Congress, 2006, pp. 1030–1031.
- [23] O. Neikov, N. A. Yefimov, e S. Naboychenko, “Handbook of Non-Ferrous Metal Powders”, 2019, doi: 10.1016/C2014-0-03938-X.
- [24] T. S. Tshephe, S. O. Akinwamide, E. Olevsky, e P. A. Olubambi, “Additive manufacturing of titanium-based alloys- A review of methods, properties, challenges, and prospects”, *Heliyon*, vol. 8, n. 3. Elsevier Ltd, 1 de Março de 2022. doi: 10.1016/j.heliyon.2022.e09041.
- [25] “bugatti additive manufacturing”. Acedido: 3 de Janeiro de 2023 . Disponível em: https://www.google.com/search?q=bugatti+additive+manufacturing&rlz=1C1PNBB_enPT936PT936&oq=bugatti+adittive&aqs=chrome.1.69i57j0i13i30.8646j1j7&sourceid=chrome&ie=UTF-8#fpstate=ive&vld=cid:872282cf,vid:tMGHpo0Ozuo
- [26] L. Andjela, V. M. Abdurahmanovich, S. N. Vladimirovna, G. I. Mikhailovna, D. D. Yurievich, e M. Y. Alekseevna, “A review on Vat Photopolymerization 3D-printing processes for dental application”, *Dental Materials*, vol. 38, n. 11. Elsevier Inc., pp. e284–e296, 1 de Novembro de 2022. doi: 10.1016/j.dental.2022.09.005.
- [27] H. D. Nguyen, A. Pramanik, A. K. Basak, Y. Dong, C. Prakash, S. Debnath, S. Shankar, I. S. Jawahir, S. Dixit e D. Buddhi “A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: Microstructure

- and mechanical properties”, *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 18. Elsevier Editora Ltda, pp. 4641–4661, 1 de Maio de 2022. doi: 10.1016/j.jmrt.2022.04.055.
- [28] D. Jiang e F. Ning, “Material extrusion of stainless-steel plate-lattice structure: Part shrinkage, microstructure, and mechanical performance”, *Manufacturing Letters*, vol 33, p.712-718,2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2022.07.087>.
- [29] A. Elkaseer, K. J. Chen, J. C. Janhsen, O. Refle, V. Hagenmeyer, e S. G. Scholz, “Material jetting for advanced applications: A state-of-the-art review, gaps and future directions”, *Addit Manuf*, vol. 60, p. 103270, Dez. 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.103270.
- [30] C. Sandre, L. S. de Bernardez, L. Poggi, e J. M. Sanguinetti, “Application of Material Jetting technology for the development of incision and closure surgical devices”, *Mater Today Proc*, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.10.068.
- [31] N. Huang, O. Cook, J. Warner, R. Smithson, C. Kube, A. Argüelles e A. Beese “Effects of infiltration conditions on binder jet additively manufactured stainless steel infiltrated with bronze”, *Addit Manuf*, vol. 59, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.103162.
- [32] “Norsk Titanium | Technology”. Acedido: 8 de Dezembro de 2022. Disponível em: <https://www.norsktitanium.com/technology>
- [33] C. Valente, “Estudo do Comportamento Mecânico de uma Liga de Titânio-Tântalo, Ti10Ta, Produzida por LASER Cladding”, Faculdade de Ciências e Tecnologia Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2017.
- [34] “[Fabrisonic”. Acedido: 8 de Dezembro de 2022. Disponível em: <https://fabrisonic.com/technology/>
- [35] “Sheet Lamination | Additive Manufacturing Research Group | Loughborough University”. Acedido: 8 de Dezembro de 2022. Disponível em: <https://www.lboro.ac.uk/research/amrg/about/the7categoriesofadditivemanufacturing/sheetlamination/>
- [36] I. Bahnini, M. Rivette, A. Rechia, A. Siadat, e A. Elmesbahi, “Additive manufacturing technology: the status, applications, and prospects”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 97, n. 1–4, pp. 147–161, Jul. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-1932-y.
- [37] G. Yang, Y. Xie, S. Zhao, L. Qin, X. Wang, e B. Wu, “Quality control: Internal defects formation mechanism of selective laser melting based on laser-powder-melt pool interaction: A review”, *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*, vol. 1, n. 3, p. 100037, Set. 2022, doi: 10.1016/j.cjmeam.2022.100037.
- [38] “TIME magazine puts spotlight on GE Aviation Additive Manufacturing - The GE Aerospace Blog | Aviation & Flight News”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://blog.geaerospace.com/technology/time-magazine-puts-spotlight-on-ge-aviation-additive-manufacturing/>
- [39] “Additive Layer Manufacturing (ALM) Services | Airbus Aircraft”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://aircraft.airbus.com/en/services/expand/engineering-design-services/aerospace-integrated-research-test-centre/additive-layer-manufacturing>

- [40] B. P. Sullivan, S. Desai, J. Sole, M. Rossi, L. Ramundo, e S. Terzi, “Maritime 4.0 - Opportunities in digitalization and advanced manufacturing for vessel development”, *Procedia Manufacturing*, Elsevier B.V., 2020, pp. 246–253. doi: 10.1016/j.promfg.2020.02.078.
- [41] “3D Printing in Aerospace & Aviation | GE Additive”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.ge.com/additive/additive-manufacturing/industries/aviation-aerospace>
- [42] “GE Turboprop Center of Excellence headquarters announced! - The GE Aerospace Blog | Aviation & Flight News”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://blog.geaerospace.com/manufacturing/ge-turboprop-center-of-excellence-headquarters-announced/>
- [43] ““Addictive” manufacturing | Thales Group”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.thalesgroup.com/en/worldwide/space/news/addictive-manufacturing>
- [44] “Airbus A350-900 main landing gears | Safran”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.safran-group.com/products-services/airbus-a350-900-main-landing-gears>
- [45] “3D modelling and printing - saving theatre time and providing excellent patient outcome”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023 . Disponível em: <https://www.renishaw.com/en/3d-modelling-and-printing-saving-theatre-time-and-providing-excellent-patient-outcome--42114>
- [46] “Medical and healthcare case studies”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.renishaw.com/en/medical-and-healthcare-case-studies--39174>
- [47] “3D Printing Applications | EOS”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.eos.info/en/all-3d-printing-applications>
- [48] “Metal Additive Manufacturing for Healthcare | SLM Solutions”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.slm-solutions.com/industries/healthcare/>
- [49] “Metal 3D printing pushes the boundaries in Moto2TM through defiant innovation”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023 . Disponível em: <https://www.renishaw.com/en/metal-3d-printing-pushes-the-boundaries-in-moto2-through-defiant-innovation--38935>
- [50] “Bugatti - World premiere: brake caliper from 3-D printer”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.bugatti.com/media/news/2018/world-premiere-brake-caliper-from-3-d-printer/>
- [51] “With additive manufacturing, BMW perfects 3D printing”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.bmw.com/en/innovation/3d-print.html>
- [52] “Automotive case studies”. Acedido: 23 de Fevereiro de 2023. Disponível em: <https://www.renishaw.com/en/automotive-case-studies--39169>
- [53] R. Halama, K. Kourousis, M. Pagáč, e Z. Paška, “Cyclic plasticity of additively manufactured metals”, *Cyclic Plasticity of Metals: Modeling Fundamentals and Applications*, pp. 397–433, Jan. 2022, doi: 10.1016/B978-0-12-819293-1.00022-X.
- [54] Y. Liu, Y. Yang, S. Mai, D. Wang, e C. Song, “Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder”, *Mater Des*, vol. 87, pp. 797–806, Dez. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.086.
- [55] Q. Guo, C. Zhao, L. Escano, Z. Young, L. Xiong, K. Fezzaa, W. Everhart, B. Brown, T. Sun e L. Chen “Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufacturing process

- revealed by in-situ high-speed high-energy x-ray imaging”, *Acta Mater*, vol. 151, pp. 169–180, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.actamat.2018.03.036.
- [56] A. Soltani-Tehrani, J. P. Isaac, H. V. Tippur, D. F. Silva, S. Shao, e N. Shamsaei, “Ti-6Al-4V powder reuse in laser powder bed fusion (L-PBF): The effect on porosity, microstructure, and mechanical behavior”, *Int J Fatigue*, vol. 167, Fev. 2023, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107343.
- [57] W. Sun, Y. Ma, W. Huang, W. Zhang, e X. Qian, “Effects of build direction on tensile and fatigue performance of selective laser melting Ti6Al4V titanium alloy”, *Int J Fatigue*, vol. 130, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105260.
- [58] S. Ren, Y. Chen, T. Liu, e X. Qu, “Effect of Build Orientation on Mechanical Properties and Microstructure of Ti-6Al-4V Manufactured by Selective Laser Melting”, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 50, n. 9, pp. 4388–4409, Set. 2019, doi: 10.1007/s11661-019-05322-w.
- [59] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, G. D. Janaki Ram, T. Starr, e B. Stucker, “Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting”, *Mater Des*, vol. 86, pp. 545–554, Dez. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.147.
- [60] M. Mazur, M. Leary, S. Sun, M. Vcelka, D. Shidid, e M. Brandt, “Deformation and failure behaviour of Ti-6Al-4V lattice structures manufactured by selective laser melting (SLM)”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 84, n. 5–8, pp. 1391–1411, Mai. 2016, doi: 10.1007/s00170-015-7655-4.
- [61] T. Montalbano, B. Briggs, J. Waterman, S. Nimer, C. Peitsch, J. Sopcisak, D. Trigg, S. Storck, “Uncovering the coupled impact of defect morphology and microstructure on the tensile behavior of Ti-6Al-4V fabricated via laser powder bed fusion”, *J Mater Process Technol*, vol. 294, Ago. 2021, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117113.
- [62] S. Cao, Z. Chen, C. Lim, K. Yang, Q. Jia, T. Jarvis, D. Tomus e X. Wu “Defect, Microstructure, and Mechanical Property of Ti-6Al-4V Alloy Fabricated by High-Power Selective Laser Melting”, *JOM*, vol. 69, n. 12. Minerals, Metals and Materials Society, pp. 2684–2692, 1 de Dezembro de 2017. doi: 10.1007/s11837-017-2581-6.
- [63] Z. Xu, A. Liu, X. Wang, B. Liu, e M. Guo, “Fatigue limit prediction model and fatigue crack growth mechanism for selective laser melting Ti6Al4V samples with inherent defects”, *Int J Fatigue*, vol. 143, Fev. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.106008.
- [64] F. Liu, C. He, Y. Chen, H. Zhang, Q. Wang, e Y. Liu, “Effects of defects on tensile and fatigue behaviors of selective laser melted titanium alloy in very high cycle regime”, *Int J Fatigue*, vol. 140, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105795.
- [65] J. Liu J. Liu, Q. Sun, C. Zhou, X. Wang, H. Li, K. Guo e J. Sun, “Achieving Ti6Al4V alloys with both high strength and ductility via selective laser melting”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 766, Out. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.138319.
- [66] J. Karimi, L. Kollo, e K. G. Prashanth, “Tailoring Anisotropy and Heterogeneity of Selective Laser Melted Ti6Al4V Alloys”, *Transactions of the Indian National Academy of Engineering*, Fev. 2023, doi: 10.1007/s41403-023-00393-z.
- [67] H. Yin e P. Li, “Micropore-propagation-based model of fatigue life analysis of SLM manufactured Ti-6Al-4V”, *Int J Fatigue*, p. 107352, Fev. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107352.

- [68] H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto e Y. Murakami, “Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing”, *Int J Fatigue*, vol. 117, pp. 163–179, Dez. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.020.
- [69] Y. Murakami, T. Takagi, K. Wada, e H. Matsunaga, “Essential structure of S-N curve: Prediction of fatigue life and fatigue limit of defective materials and nature of scatter”, *Int J Fatigue*, vol. 146, Mai. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.106138.
- [70] S. Leuders, M. Thöne, A. Riemar, T. Niendorf, T. Tröster, A. H. Richard e J. H. Maier, “On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance”, *Int J Fatigue*, vol. 48, pp. 300–307, 2012, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011.
- [71] J. S. Jesus, L. P. Borrego, J. A. M. Ferreira, J. D. Costa, e C. Capela, “Fatigue crack growth under corrosive environments of Ti-6Al-4V specimens produced by SLM”, *Eng Fail Anal*, vol. 118, Dez. 2020, doi: 10.1016/j.engfailanal.2020.104852.
- [72] J. Wang, H. Lu, Z. Wen, Y. Lian, Z. Li, e Z. Yue, “Prediction of fatigue life of TC4 titanium alloy based on normalized equivalent initial flaw size model”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 122, Dez. 2022, doi: 10.1016/j.tafmec.2022.103563.
- [73] C. Rans, J. Michielssen, M. Walker, W. Wang, e L. 't Hoen-Velterop, “Beyond the orthogonal: on the influence of build orientation on fatigue crack growth in SLM Ti-6Al-4V”, *Int J Fatigue*, vol. 116, pp. 344–354, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.06.038.
- [74] D. Greitemeier, F. Palm, F. Syassen, e T. Melz, “Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting”, *Int J Fatigue*, vol. 94, pp. 211–217, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.05.001.
- [75] E. Wycisk, A. Solbach, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, e C. Emmelmann, “Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties”, em *Physics Procedia*, Elsevier B.V., 2014, pp. 371–378. doi: 10.1016/j.phpro.2014.08.120.
- [76] F. Cao, T. Zhang, M. A. Ryder, e D. A. Lados, “A Review of the Fatigue Properties of Additively Manufactured Ti-6Al-4V”, *JOM*, vol. 70, n. 3, pp. 349–357, Mar. 2018, doi: 10.1007/s11837-017-2728-5.
- [77] Y. Murakami, *Metal Fatigue: “Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions”*, 1ª edição. Elsevier, 2002.
- [78] Y. Murakami, Kodama, e Konuma S., “Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions”, *Int J Fatigue*, vol. 11, pp. 291–298, 1989.
- [79] Y. Murakami e H. Usuki, “Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. II: Fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size”, *Int J Fatigue*, vol. 11, pp. 299–307, 1989.
- [80] S. Beretta, M. Carboni, e M. Madia, “Modelling of fatigue thresholds for small cracks in a mild steel by “Strip-Yield” model”, *Eng Fract Mech*, vol. 76, n. 10, pp. 1548–1561, Jul. 2009, doi: 10.1016/j.engfracmech.2009.04.015.

- [81] M. El-Haddad, K. Smith, e T. Topper, “Fatigue crack propagation of short crack”, *J Engng Mater Technol ASME Trans*, 101, pp. 42–46, 1979.
- [82] L. Sheridan, “A modified El-Haddad model for versatile defect tolerant design”, *Int J Fatigue*, vol. 145, Abr. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.106062.
- [83] A. Tajiri, T. Nozaki, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Nakajuma, Y. Nakamura e H. Tanaka, “Fatigue Limit Prediction of Large Scale Cast Aluminum Alloy A356”, *Procedia Materials Science*, vol. 3, pp. 924–929, 2014, doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.150.
- [84] A. Ueno, A. Nishida, M. Miyakawa, e K. Kikuchi, “Fatigue Limit Estimation of Aluminium Die-Casting Alloy by Means of $\sqrt{\text{area}}$ Method”, *Proc. 31st Symp. Fatigue (in Japanese)*, pp. 163–159, 2012.
- [85] H. Matsunaga, Y. Murakami, M. Kubota, e J.-H. Lee, “Fatigue Strength of Ti-6 Al-4V Alloys Containing Small Artificial Defects”, 2003.
- [86] T. Morgado, D. Paulo, A. Velhinho, M. Pereira, e A. Mourão, “Fatigue Limit Prediction Models of 6060 Aluminum Extruded Alloy”, *Procedia Structural Integrity*, vol. 42, pp. 1545–1551, 2022, doi: 10.1016/j.prostr.2022.12.195.
- [87] H. Oguma e T. Nakamura, “Fatigue crack propagation properties of Ti-6Al-4V in vacuum environments”, *Int J Fatigue*, vol. 50, pp. 89–93, 2013, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.02.012.
- [88] A. Ueno, M. Nishida, Miyakawa S., K. Yamada, e S. Kikuchi, “Fatigue Limit Estimation of Aluminium Die-Casting Alloy by Means of $\sqrt{\text{area}}$ Method”, *Recent advances in structural integrity analysis: Proceedings of the International Congress*, pp. 99–103, 2014.
- [89] ASTM E8/E8M-22, “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”, 2022.
- [90] F. J. Alamos, J. Schiltz, K. Kozlovsky, R. Attardo, C. Tomonto, T. Pelletiers e S. Schmid, “Effect of powder reuse on mechanical properties of Ti-6Al-4V produced through selective laser melting”, *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 91, Set. 2020, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105273.
- [91] R. Harkin, H. Wu, S. Nikam, S. Yin, R. Lupoi, W McKay, P. Walls, J. Quinn e S. McFadden, “Powder Reuse in Laser-Based Powder Bed Fusion of Ti6Al4V—Changes in Mechanical Properties during a Powder Top-Up Regime”, *Materials*, vol. 15, n. 6, Mar. 2022, doi: 10.3390/ma15062238.
- [92] M. Skalon, B. Meier, T. Leitner, S. Arneitz, S. T. Amancio-Filho, e C. Sommitsch, “Reuse of Ti6Al4V powder and its impact on surface tension, melt pool behavior and mechanical properties of additively manufactured components”, *Materials*, vol. 14, n. 5, pp. 1–22, Mar. 2021, doi: 10.3390/ma14051251.
- [93] P. E. Carrion, A. Soltani-Tehrani, N. Phan, e N. Shamsaei, “Powder Recycling Effects on the Tensile and Fatigue Behavior of Additively Manufactured Ti-6Al-4V Parts”, *JOM*, vol. 71, n. 3, pp. 963–973, Mar. 2019, doi: 10.1007/s11837-018-3248-7.
- [94] A. Soltani-Tehrani, J. P. Isaac, H. V. Tippur, D. F. Silva, S. Shao, e N. Shamsaei, “Ti-6Al-4V powder reuse in laser powder bed fusion (L-PBF): The effect on porosity, microstructure, and mechanical behavior”, *Int J Fatigue*, vol. 167, Fev. 2023, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107343.
- [95] O. A. Quintana, J. Alvarez, R. Mcmillan, W. Tong, e C. Tomonto, “Effects of Reusing Ti-6Al-4V Powder in a Selective Laser Melting Additive System Operated in an Industrial Setting”, *JOM*, vol. 70, n. 9, pp. 1863–1869, Set. 2018, doi: 10.1007/s11837-018-3011-0.
- [96] materialise, “TRUMPF Build Processor User Guide”, 2020, TruPrint 1000.

- [97] ASTM E3-11, “Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens”, 2017
- [98] ASTM E384-22, “Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials”, 2022 doi: 10.1520/E0384-17.
- [99] C. Moura Branco, “Mecânica dos Materiais”, 5ª edição. Fundação Calouste Gulbenkian, 2011.
- [100] S. Beretta e S. Romano, “A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes”, *Int J Fatigue*, vol. 94, pp. 178–191, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.020.
- [101] R. K. Gupta, V. A. Kumar, C. Mathew, e G. S. Rao, “Strain hardening of Titanium alloy Ti6Al4V sheets with prior heat treatment and cold working”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 662, pp. 537–550, Abr. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.03.094.
- [102] T. L. M. Morgado e A. Sousa e Brito, “A failure analysis study of a prestressed steel cable of a suspension bridge”, *Case Studies in Construction Materials*, vol. 3, pp. 40–47, Dez. 2015, doi: 10.1016/j.cscm.2015.04.001.